



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА. МАТЕРИАЛЫ
С МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКИ
ОРГАНИЗОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

▶ **МЕЗО**
2023

11–14 сентября

Томск, Россия

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«Физическая мезомеханика.

Материалы с многоуровневой иерархически
организованной структурой и интеллектуальные
производственные технологии»

11–14 сентября 2023 г.

Томск, Россия

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18
ББК Г 534
Т29

Т29 Тезисы докладов Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», 11-14 сентября 2023 года, Томск, Россия. – 676 с.

Издание содержит тезисы международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии». Физическая мезомеханика является научным направлением, в рамках которого материал представляется как иерархическая система взаимосвязанных структурных (масштабных) уровней. В книге отражены последние достижения в области развития принципов и методологии физической мезомеханики и результаты их применения к созданию перспективных материалов в интересах развития новых производственных технологий, освоения космического пространства, в том числе дальнего космоса, электроники, атомной энергетики, нефтегазового комплекса, медицины, транспорта и др. Книга адресована научным сотрудникам, инженерам, аспирантам и специалистам, занимающимся вопросами физической мезомеханики, разработки наноструктурных объемных и наноразмерных материалов, наноструктурированием поверхностных слоев, тонкими пленками и покрытиями, нанотехнологиями, компьютерным конструированием новых материалов и технологий их получения, технологиями локальной нестационарной металлургии и обработки материалов, неразрушающими методами контроля.

Публикуется в авторской редакции.

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18
ББК Г 534

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически
организованной структурой и интеллектуальные
производственные технологии»

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия
Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Россия
Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Россия
Институт проблем механики им. Ишлинского РАН, Россия
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия
Министерство науки и высшего образования РФ
Сибирское отделение РАН, Россия
Томский политехнический университет, Россия
Томский государственный университет, Россия
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия
Институт машиноведения УрО РАН, Россия
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Россия
Берлинский технический университет, Германия
Штутгартский университет, Германия
Университет Мишкольц, Венгрия
Институт Йозефа Стефана, Словения
Университет страны Басков, Испания

ПАРТНЕРЫ



ООО "СИАМС"

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

Колубаев Е.А.
Томск, Россия

Фомин В.М.
Новосибирск, Россия

Попов В.Л.
Берлин, Германия

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Андреев К.П.
Ухань, Китай
Аннин Б.Д.
Новосибирск, Россия
Батаев А.А.
Новосибирск, Россия
Берто Ф.
Трондхейм, Норвегия
Валиев Р.З.
Уфа, Россия
Ворожцов А.Б.
Томск, Россия
Горячева И.Г.
Москва, Россия
Зуев Л.Б.
Томск, Россия
Каманцев И.С.
Екатеринбург, Россия
Полянский В.А.
Санкт-Петербург, Россия

Карпинтери А.
Турин, Италия
Комлев В.С.
Москва, Россия
Конторович А.Э.
Новосибирск, Россия
Коротаев А.Д.
Томск, Россия
Кривцов А.М.
Санкт-Петербург, Россия
Лебедев М.П.
Якутск, Россия
Лотков А.И.
Томск, Россия
Ляхов Н.З.
Новосибирск, Россия
Мышкин Н.К.
Гомель, Беларусь
Мулюков Р.Р.
Уфа, Россия

Панин А.В.
Томск, Россия
Плехов О.А.
Пермь, Россия
Прентковскис О.
Вильнюс, Литва
Сундер Р.
Бангалор, Индия
Чэнь Сичжан
Вэньчжоу, Китай
Церпес К.
Патрас, Греция
Чулков Е.В.
Сан-Себастьян, Испания
Шанявский А.А.
Москва, Россия
Шмаудер З.
Штутгарт, Германия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель: Шилько Е.В., Томск, Россия

Члены комитета:

Астафурова Е.Г.
Томск, Россия
Балохонов Р.Р.
Томск, Россия
Буякова С.П.
Томск, Россия
Дмитриев А.И.
Томск, Россия
Еремеев С.В.
Томск, Россия
Князева А.Г.
Томск, Россия

Кудряшов С.В.
Томск, Россия
Панин С.В.
Томск, Россия
Лернер М.И.
Томск, Россия
Назаров А.А.
Уфа, Россия
Панин С.В.
Томск, Россия
Романова В.А.
Томск, Россия

Скрипняк В.А.
Томск, Россия
Смирнов С.В.
Екатеринбург, Россия
Соколова М.Д.
Якутск, Россия
Шаркеев Ю.П.
Томск, Россия

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель: Батуев С.П., Томск, Россия

Секретарь конференции: Чебодаева В.В., Томск, Россия

Члены комитета:

Ахметшин Л.Р.	Биргкаем А.А.	Белослудцева А.А.	Бобенко Н.Г.	Власов И.В.
Зими́на В.А.	Казанцева Е.А.	Надежкин М.В.	Орлова Д.В.	Дьяченко Ф.А.

**Секция 1. Физическая мезомеханика материалов и
структурно-неоднородных сред**

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Pd-Fe

¹Абзаев Ю.А., ²Гуда С.А., ¹Клопотов А.А., ¹Старенченко В.А., ¹Бабарыкина А.И.

¹Томский государственный архитектурно – строительный университет, Томск

²Институт математики, механики и компьютерных наук им. И.И.Воровича Южного федерального университета, Международный исследовательский институт интеллектуальных материалов, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

Определенный интерес к изучению термодинамических свойств сплавов на основе Pd-Fe связывается с исследованием инварных свойств материалов вблизи комнатной температуры [1], а также магнитными характеристиками [2, 3]. Отмеченный эффект наблюдается в сплавах в условиях высоких внешних давлений. Однако, недостаток литературных данных об термомеханических свойствах сплавов Pd-Fe, в частности, упругих модулей Юнга, сдвига, объемного модуля, механической стабильности и т.д. при температурах $T \geq 0$ К не дает полной картины термомеханических характеристик. В связи с трудоемкостью экспериментальных исследований, представляется эффективным численное изучение термомеханических свойств Pd-Fe разного состава. В рамках классической молекулярной динамики (МД) реализация исследований ограничивается определением надежных силовых полей. Исследование механических свойств сплавов Pd-Fe при температурах $T \geq 0$ К возможно также в коде VASPkit с интерфейсом VASP на основе стандартных силовых полей атомных псевдопотенциалов. Представляется актуальным изучение термомеханических свойств стабильных соединений Pd-Fe при температурах $T \geq 0$ К.

Целью настоящей работы является исследование термомеханических характеристик сплавов на основе Pd-Fe. В частности: упругих констант тензора жесткости, объемного модуля упругости, модуля сдвига поликристаллов, критерия хрупко-вязкого скольжения по напряжениям Коши [4], вязкости разрушения [5], микротвердости. Оценку указанных свойств проводили при температурах $T = 0, 100, 200, 300, 400, 500, 600$ К. В качестве объектов исследования были выбраны стабильные сплавы Pd₂Fe, Pd₃Fe, Pd₅Fe [6–8]. Указанный список был дополнен сплавами, которые были получены прогнозированием в коде USPEX, и стабильность которых была оценена методом выпуклых оболочек [9]. Результаты оценок стабильности приведены на рис. 1а. Прогнозирование показало, что к стабильным фазам относятся сплавы PdFe₂, PdFe₄, PdFe₅, Pd₅Fe, Pd₃Fe₂, Pd₂Fe₄, табл. Расчеты упругих модулей для сплава Pd₃Fe приведены на рис. 1б. Аналогичные результаты получены для сплавов Pd₂Fe, Pd₅Fe PdFe₂, PdFe₄, PdFe₅, Pd₅Fe, Pd₃Fe₂, Pd₂Fe₄.

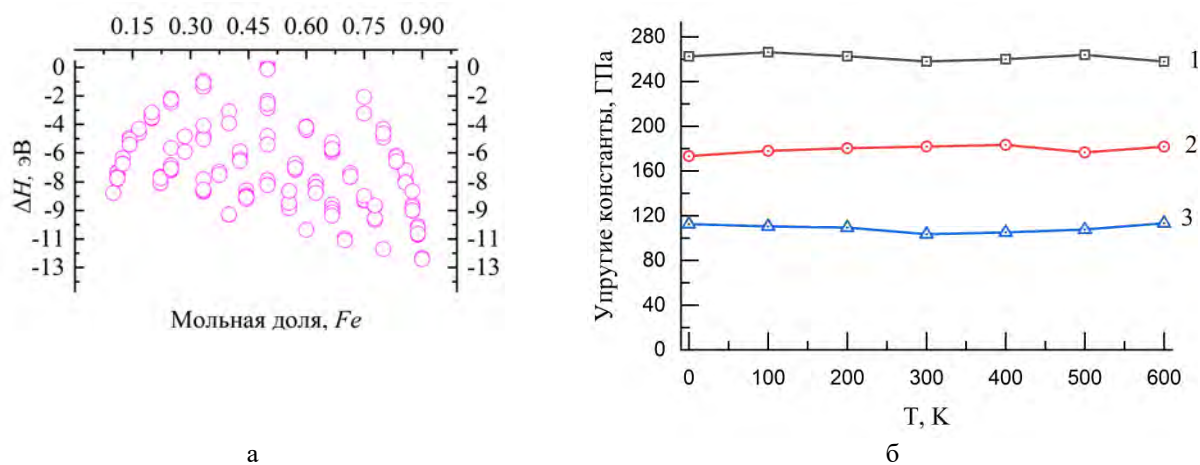


Рис. 1. Пространственное распределение атомов в решетке Pd₃Fe (а) и температурные зависимости упругих константы компонентов тензора жесткости (б): 1 – c_{11} ; 2 – c_{12} ; 3 – c_{44}

Таким образом, проведенные расчеты термомеханических свойств коде Vaspkit с интерфейсом VASP показали, что исследуемые сплавы на основе Pd-Fe относятся стабильным фазам и относятся к высокопрочным материалам. Об этом свидетельствуют

высокие значения упругих констант матрицы жесткости, значения объемного модуля упругости, модуля сдвига, а также данные о микротвердости. В исследуемом интервале температур $T=0 - 600$ К, температура оказывает незначительное влияние на уровень упругих констант, но наблюдается тенденция к снижению упругих характеристик поликристаллов, а также микротвердости в исследуемом интервале температур.

Таблица. Кристаллографические параметры сплавов на основе Pd-Fe

Сплав	a, нм	b, нм	c, нм	α , град.	β , град.	γ , град.	Простр. группа
Pd ₂ Fe	1.641	0.3901	0.3947	90.00	90.00	90.00	65, C2/m2/m2/m
Pd ₃ Fe	0.3901	0.3901	0.3901	90.00	90.00	90.00	1, P1
Pd ₅ Fe	11.641	3.901	3.947	90.00	90.00	90.00	65, C/m2/m2/m
PdFe ₂	0.8910	0.2583	0.6452	90.00	54.40	90.00	12, C12/m1
PdFe ₄	0.436	0.3965	0.6733	90.00	71.44	90.00	11, P121/m1
PdFe ₅	0.8260	0.4288	0.6336	90.00	110.63	90.00	5, C121
Pd ₅ Fe	0.9442	0.4650	0.7101	90.00	67.78	90.00	5, C121
Pd ₃ Fe ₂	0.4701	0.6722	0.4729	69.57	96.91	75.10	2, P-1
Pd ₂ Fe ₄	8.453	4.313	6.669	90.00	72.27	90.00	5, C121

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, № FEMN-2023-0003.

1. Pressure-induced invar behavior in Pd₃Fe / M.L. Winterrose, M.S. Lucas, A.F. Yue, I. Halevy, L. Mauger, J.A. Munoz, Jingzhu Hu, M. Lerche and B. Fultz // Physical review letters. – 2009. – V. 102. – Art. 237202.
2. First-principles study of magnetism in Pd₃Fe under pressure / B. Dutta, S. Bhandary, S. Ghosh, B. Sanyal. // Physical Review B. – 2019. – V. 86. – Art. 024419.
3. Hong P., Olson G.B. Magnetic origin of the lattice instability of FePd alloys / Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1994. – V. 129. – P. 191–199.
4. Pettifor D.G. Theoretical predictions of structure and related properties of intermetallics // Mater. Sci. Technol. – 1992. – V. 8. – P. 345–349.
5. Verma J.K.D., Nag B.D. On the Elastic Moduli of a Crystal Voigt and Reuss relations // J. Phys. Soc. Japan. – 1965. – V. 20. – P. 635–636.
6. Электронный доступ: https://oqmd.org/analysis/phase_diagram/.
7. Barber C., Dobkin D., Huhdanpa H. The quickhull algorithm for convex hulls. // ACM Transactions on Mathematical Software. – 1996. – V. 22 – P. 469–483
8. Correcting density functional theory for accurate predictions of compound enthalpies of formation: Fitted elemental-phase reference energies. / V. Stevanović, S. Lany, X. Zhang, A. Zunger // Physical Review. – 2012. – B 85. – Art. 115104.
9. Oganov A.R., Glass C.W. Crystal structure prediction using ab initio evolutionary techniques: Principles and applications // The Journal of chemical physics. – 2006. – V. 124 (24).

ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ТЕПЛОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164

¹Аккузин С.А., ¹Литовченко И.Ю., ²Ким А.В., ¹Полехина Н.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Метод многократной (многопроходной) контролируемой прокатки, в котором применяются процессы динамической и статической рекристаллизации, активно используется для измельчения зерна аустенитных сталей [1]. Горячая и теплая деформация этих сталей, для которых характерна низкая энергия дефекта упаковки, может сопровождаться прерывистой динамической рекристаллизацией [2, 3]. В результате этого образование рекристаллизованных зерен происходит в виде «ожерелья» по границам исходных деформированных зерен. В работе [4] отмечено, что развитие прерывистой динамической рекристаллизации в аустенитных сталях возможно в условиях высоких степеней деформации ($e \geq 2$, где e – истинная деформация) и высоких температур (700 – 900 °С). Влияние прерывистой динамической рекристаллизации и статической рекристаллизации на микроструктуру и механические свойства аустенитных сталей реакторного назначения в настоящее время остается малоизученным.

Целью данной работы является исследование влияния многопроходной пластической деформации прокаткой и последующих отжигов на микроструктуру и механические свойства реакторной аустенитной стали ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР). Исходное состояние стали получено закалкой $T = 1100$ °С, 1 час. Многопроходную теплую пластическую деформацию проводили на двухвалковом прокатном стане. Предварительно образцы стали нагревали в трубчатой печи до $T = 600$ °С и выдерживали в течение 10 минут. Общее количество деформационных проходов было равно шести (суммарная степень деформации составила $e = 2$). Последующие отжиги проводили при $T = 800$ °С длительностью 10, 30 и 60 минут. После деформации и отжигов образцы закачивали в воду.

Особенности микроструктуры стали после многопроходной прокатки исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Argeo 2 S с полевой эмиссией, оснащенным высокоскоростной системой регистрации обратно отраженных электронов (EBSD) Velocity Super. Данные EBSD были получены с шагом 50 нм для поперечного сечения образца. Исследование микроструктуры стали после деформации и отжигов проводили с помощью просвечивающих электронных микроскопов Philips CM-12 и JEOL JEM-2100 при ускоряющих напряжениях 120 и 200 кВ, соответственно. Механические свойства исследовали методом одноосного растяжения при $T = 20$ °С, используя образцы в форме двойных лопаток.

Согласно результатам EBSD в исходном состоянии сталь состоит из аустенитной структуры, средний размер зерна которых составляет $\approx 19,3$ мкм. Внутри зерен наблюдается множество границ специального типа, соответствующих двойникам отжига. Более подробно исходное состояние представлено в [5]. После многопроходной тепловой деформации при 600 °С происходит фрагментация зерен и увеличение плотности высоко- и малоугловых границ. Границы специального типа переходят в границы общего типа. Зерна аустенита вытягиваются в направлении прокатки и сплющиваются в плоскости прокатки [6]. В результате формируется полосовая микроструктура, состоящая из вытянутых зерен, внутри которых наблюдается высокая плотность малоугловых границ. На границах вытянутых зерен были обнаружены равноосные субмикрокристаллические зерна, сформированные в виде «ожерелья» (рис. 1а).

Последующий отжиг при $T = 800$ °С приводит к развитию процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации в деформированной структуре стали. Большая часть микроструктуры сохраняется сильнодеформированной, и только в отдельных участках микроструктуры происходят указанные процессы, которые сильно зависят от длительности отжига. Процесс возврата наблюдается при длительности отжига в 10 минут. Размеры и

форма большинства пластин (вытянутых зерен) сохраняется. Увеличение длительности отжига до 30 минут способствует развитию (помимо возврата) процесса полигонизации. В этом случае внутри вытянутых зерен обнаружено снижение плотности дислокаций и образование новых малоугловых границ. Длительность отжига в 60 минут приводит к развитию первичной рекристаллизации – среди вытянутых зерен, раздробленных внутри малоугловыми границами, обнаружены практически бездефектные зерна относительно равноосной формы (рис. 1б). Внутри таких зерен расположены наноразмерные карбиды. Подобные зерна были обнаружены и после отжига в 30 минут, но их количество было незначительным.

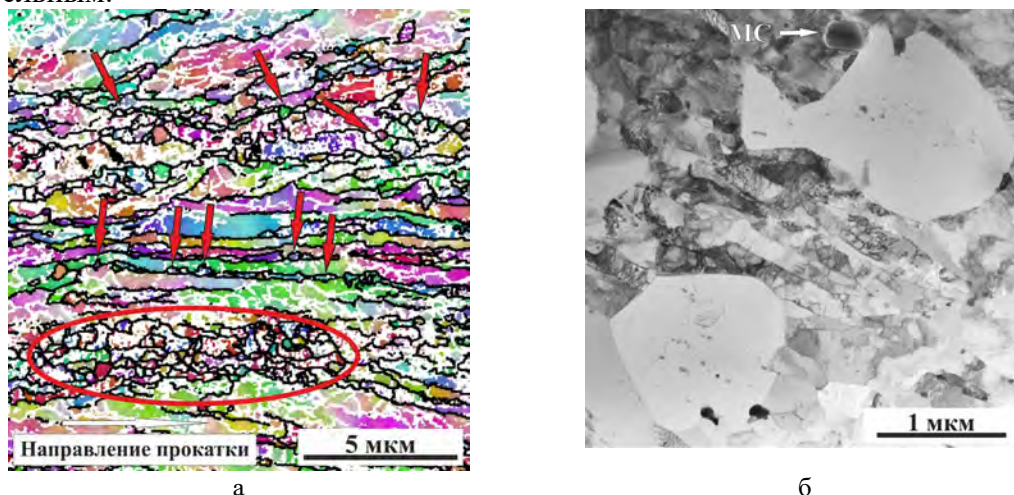


Рис. 1. Микроструктура аустенитной стали ЭК-164 после многопроходной теплой прокатки (а) и последующего отжига при 800 °С, 1 ч (б). Красными стрелками и окружностью на (а) отмечены рекристаллизованные зерна

Испытания на растяжение показали, что после многопроходной теплой деформации значения предела текучести стали возрастают до 800 МПа (в исходном состоянии 200 МПа). При этом значения относительного удлинения снижаются от 47 до 7 %. Последующий отжиг при 800 °С длительностью 60 минут приводит к снижению предела текучести до 685 МПа и к увеличению относительного удлинения до 18 %.

Таким образом, было исследовано влияние многопроходной ($e = 2$) теплой деформации прокаткой и последующего отжига на микроструктуру аустенитной стали ЭК-164. Установлено, что представленная термомеханическая обработка является эффективным способом для фрагментации микроструктуры и улучшения механических свойств аустенитных сталей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

1. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 94. – P. 174–242. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.
2. Mandal S., Bhaduri A.K., Sarma V.S. A study on microstructural evolution and dynamic recrystallization during isothermal deformation of a Ti-modified austenitic stainless steel // Metall. Mater. Trans. A. – 2010. – Vol. 42. – No. 4. – P. 1062–1072. – DOI:10.1007/s11661-010-0517-7.
3. EBSD study of a hot deformed austenitic stainless steel / H. Mirzadeh, J.M. Cabrera, A. Najafizadeh, P.R. Calvillo // Mater. Sci. Eng. A. – 2012. – Vol. 538. – P. 236–245. – DOI:10.1016/j.msea.2016.05.008.
4. Deformation microstructures and tensile properties of an austenitic stainless steel subjected to multiple warm rolling / Z. Yanushkevich, A. Lugovskaya, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Mater. Sci. Eng. A. – 2016. – Vol. 667. – P. 279–285. – DOI:10.1016/j.msea.2012.01.037.
5. Microstructure and mechanics properties of austenitic steel EK-164 after warm rolling / S.A. Akkuzin, I.Yu. Litovchenko, N.A. Polekhina, K.V. Almaeva, A.V. Kim, E.N. Moskvichev, V.M. Chernov // Letters on materials. – 2022. – Vol. 12. – No. 4s. – P. 394–398. – DOI:10.22226/2410-3535-2022-4-394-398.
6. Effect of multistage high temperature thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of austenitic reactor steel / S. Akkuzin, I. Litovchenko, N. Polekhina, K. Almaeva, A. Kim, E. Moskvichev, V. Chernov // Metals. – 2022. – Vol. 12. – No. 1. – P. 63. – DOI:10.3390/met12010063.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УПРАВЛЯЕМОЙ SMART КОНСТРУКЦИИ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

¹Аношкин А.Н., ²Миргазов Р.М., ¹Писарев П.В., ¹Баяндин С.Р.

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

²Центральный аэрогидродинамический институт имени профессора Н. Е. Жуковского,
Жуковский

Среди новых искусственных материалов особое место занимают SMART материалы или SMART конструкции, характеризующиеся как системы, изменяющие свои свойства в зависимости от состояния окружающей среды, которое они могут фиксировать. В самом общем случае SMART системы (материалы или конструкции) включают: встроенные или закрепленные на поверхности датчики (сенсоры); встроенные или закрепленные на поверхности исполнительные элементы (актуаторы); элементы управления, позволяющие обрабатывать данные от датчиков для принятия соответствующего решения.

Большое применение SMART конструкции нашли в авиации. Во время полета лопасти несущего винта вертолета производят значительную вибрацию и шум, которые приводят к: дискомфорту пассажиров, увеличению нагрузки пилота, уменьшению усталостной долговечности компонентов конструкции, ограничению скорости полета, увеличению расходов на техническое обслуживание. Поэтому с помощью системы активного управления лопастью решают следующие задачи: снижение шума, снижение вибраций, повышение общей производительности [1].

Объектом настоящего исследования является динамическое поведение сегмента модельной SMART лопасти несущего винта вертолета, выполненного из ПКМ с внедренными пьезоактуаторами. Общие габариты сегмента SMART лопасти составляют 310x180 мм. Активная часть изготовлена из полимерных композиционных материалов с внедренными пьезоактуаторами. В качестве элементов управления лопастью предполагается использовать пьезоэлектрические MFC пьезоактуаторы, которые состоят из прямоугольных пьезокерамических волокон, встроенных в эпоксидную матрицу, и расположенных между полиамидными пленками, к которым прикреплены параллельно расположенные электроды.

Для описания механического поведения SMART конструкции предложено использовать связанную пьезоэлектроупругую постановку, учитывающую прямой и обратный пьезоэлектрический эффект, возникающий в пьезоактуаторах [2].

В работе исследуется способ гашения вибраций и, как следствие, уменьшения шума рассматриваемого сегмента модельной SMART лопасти, обусловленных циклическим срывом набегающего на лопасть воздушного потока. Воздействие на хвостовик циклического срыва потока моделировалось вынуждающей гармонической поперечной силой $F(t)$, действующей на краю хвостовика лопасти с круговой частотой ω_o , соответствующей частоте вращения лопасти. Колебания хвостовика лопасти под действием вынуждающей силы $F(t)$ с учетом влияния пьезоактуаторов на сегмент лопасти через воздействие разнонаправленных изгибающих моментов [3], возникающих в местах расположения торцов пьезоактуаторов, описываются следующим уравнением:

$$\frac{\partial^2}{\partial x^2} \left(Y(x) J(x) \frac{\partial^2 w(x,t)}{\partial x^2} \right) + \rho(x) S(x) \frac{\partial^2 w(x,t)}{\partial t^2} + c_a \frac{\partial w(x,t)}{\partial t} + F^*(t) [\delta(x - (x_{01} - \varepsilon)) - \delta(x - (x_{01} + \varepsilon)) - \delta(x - (x_{02} - \varepsilon)) + \delta(x - (x_{02} + \varepsilon))] = F(t) \delta(x - x_b), \quad (1)$$

где Y , ρ – модуль упругости и плотность материала соответственно, J – геометрический момент инерции сечения, S – площадь поперечного сечения, c_a – коэффициент акустического демпфирования, x_b – координата приложения силы, x_{01} , x_{02} – точки приложения пар сил, ε – плечо действия пары сил, F^* – значение силы в паре сил.

Для решения уравнения (1) сегмент модельной SMART лопасти разбивается на несколько участков постоянного поперечного сечения, что позволяет свести задачу к

решению дифференциальных уравнений на каждом из участков разбиения

$$\left\{ \begin{array}{l} Y_1 J_1 \frac{\partial^4 w_1(x, t)}{\partial x^4} + \rho_1 S_1 \frac{\partial^2 w_1(x, t)}{\partial t^2} + c_a \frac{\partial w_1(x, t)}{\partial t} + \\ + F^*(t) [\delta(x - (x_{01} - \varepsilon)) - \delta(x - (x_{01} + \varepsilon)) - \delta(x - (x_{02} - \varepsilon)) + \delta(x - (x_{02} + \varepsilon))] = F(t) \delta(x - x_b), x \in [0, x_1] \\ \dots \\ Y_n J_n \frac{\partial^4 w_n(x, t)}{\partial x^4} + \rho_n S_n \frac{\partial^2 w_n(x, t)}{\partial t^2} + c_a \frac{\partial w_n(x, t)}{\partial t} + \\ + F^*(t) [\delta(x - (x_{01} - \varepsilon)) - \delta(x - (x_{01} + \varepsilon)) - \delta(x - (x_{02} - \varepsilon)) + \delta(x - (x_{02} + \varepsilon))] = F(t) \delta(x - x_b), x \in [x_{n-1}, L] \end{array} \right. \quad (2)$$

и введению граничных условий для стыковки участков, где n – количество участков, L – длина хорды сегмента модельной SMART лопасти.

При переходе от сегмента модельной SMART лопасти к расчетной модели осуществлялось разделение геометрии профиля поперечного сечения лопасти на 5 участков. Высота каждого участка выбиралась как среднее значение высоты на всем участке разбиения. Проведена верификация аналитической и численной моделей на модальных анализах собственных частот колебаний сегмента и расчетной моделей SMART лопасти. Погрешность результатов проведенного анализа для первых трех собственных частот не превышает 2%.

Проведен расчет амплитудно-частотных характеристик расчетной модели SMART лопасти для двух случаев: без учета и с учетом работы пьезоактуаторов (рис. 1).

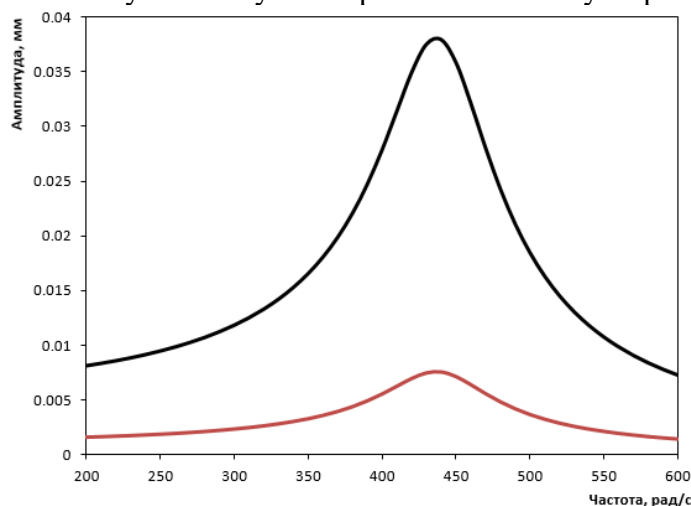


Рис. 1. Амплитудно-частотные характеристики расчетной модели SMART лопасти: — без учета работы пьезоактуаторов, — с учетом работы пьезоактуаторов

Анализ результатов показал, что использование пьезоактуаторов позволяет значительно снизить амплитуду колебаний.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке государственного задания (проект No. FSNM-2023-0006).

1. Active vibration damping of composite structures using nonlinear fuzzy controller / H. Nasser, E.-H. Kiefer-Kamal, H. Hu, S. Belouettar, E. Barkanov // Compos. Struct. – 2012. – Vol. 94. – P. 1385-1390.
2. Паньков, А.А. Статистическая механика пьезокомпозитов / А.А. Паньков. – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2009. – С. 480.
3. Оптимизация системы пьезоактуаторного гашения вибраций композитной лопасти вертолета / С.Н. Шевцов, В.А. Акопьян, А.А. Панич, И.А. Паринов, И.Г. Самощенко // Нано- и микросистемная техника. – 2011. – № 6 (131). – С. 2-9.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Банников М.В., Баяндин Ю.В., Уваров С.В., Никитюк А.С., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

В работе проведены эксперименты по циклическому нагружению образцов полимерного композиционного материала на основе углеволокна. Образцы изготовлены из углеродной ткани CW200-TW2/2 саржевого плетения с эпоксидной матрицей, с четным количеством пар слоев, ориентированных в противоположных направлениях относительно друг друга. Геометрия образцов представляла собой плоскую полосу с размерами 250x25x4 мм с отверстием в центральной части 6 мм диаметром, выполнявшим функцию концентратора напряжений.

В процессе нагружения проводился анализ полей деформации с помощью метода цифровой корреляции изображений для определения областей с наибольшей локализацией деформации. Для определения значений размаха амплитуд нагружения, образцы были подвергнуты квазистатическому растяжению при постоянной скорости равной 1 мм в минуту. Концентраторы напряжений в виде отверстий в центральной части образца снижали предельную нагрузку до разрушения по сравнению с образцом без концентратора на 30%. При циклических испытаниях, максимальная амплитуда нагружения составляла 50-80% от максимальной разрушающей, коэффициент асимметрии цикла $R=0.1$, частота испытаний 10 Гц.

Применены алгоритмы кластерного анализа пространственно-временной динамики многомасштабного развития поврежденности композитов в условиях одноосного квазистатического и циклического нагружений по данным акустической эмиссии и распределений флуктуаций полей деформаций. Алгоритмы и программы для реализации кластерного анализа включают в себя: алгоритм считывания данных акустической эмиссии, алгоритм считывания распределений флуктуаций полей деформаций, алгоритм расчета зависимости энергии событий акустической эмиссии от скорости её изменения, алгоритм определения наиболее флуктуирующей точки поля деформации, алгоритм расчета зависимостей флуктуаций точки поля деформаций от скорости их изменения, а также градиента их изменений, кластерный анализ на основе агломеративного иерархического подхода, мультифрактальный анализ.

При проведении микротомографического анализа выявлено, что при растяжении композиционного материала с увеличением степени деформации размер макродефектов укрупняется, а фактор их дисперсности снижается от 1,77 до 0,74. Это позволяет утверждать о наличии общей тенденции к размерной эволюции дефектов в макроструктуре композита, темп развития которой зависит от равномерности распределения напряжений в материале в процессе деформации. Установлено, что разница в степени деформации отражается на распределении дефектов на диаграмме в координатах «расстояние между элементами пористости-морфометрические параметры пористости». Деформация в области концентрации напряжений приводит преимущественно к сокращению расстояния между элементами пористости, тогда как деформация вне концентратора напряжений обеспечивает преимущественно морфометрические изменения дефектов.

Обнаружено образование микротрещин в матрице материала в отдельных слоях вблизи концентраторов напряжений при циклическом деформировании, которые при дальнейшем нагружении сливаются в макротрещины, пронизывающие весь материал.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 21-79-30041.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ ФРАГМЕНТАЦИИ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ

¹Банникова И.А., ¹Савельева Н.В., ¹Уваров С.В., ¹Банников М.В., ¹Чудинов В.В.,
²Панфилов П.Е., ¹Наймарк О.Б.

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

²Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Проведены эксперименты на образцах (цилиндрических и кубических с плотностью 3230...3460 кг/м³) из керамического материала на основе оксида алюминия Al₂O₃ плазменного напыления [1] при разных условиях нагружения с целью определения стадийности разрушения материала на основе диаграмм деформирования, статистического анализа фрагментации, данных акустической эмиссии и исследования поверхности материала оптическими методами. Квазистатическое деформирование выполнялось на электромеханической машине Shimadzu AGX-plus с контролем акустической эмиссией (устанавливались два датчика АЭ). Динамическое нагружение проводилось на установке разрезной стержень Гопкинсона (РСГ-25) с in situ регистрацией фрактолюминесценции. Сигналы с фотодиодных датчиков оказались слабыми, что говорит о минимальном количестве (или отсутствии) частиц с пьезоэлектрическими свойствами. Динамическое индентирование стальным шариком (диаметром 16 мм) реализовывалось на установке «РСГ-25» в системе «стержень-шарик-образец-стержень». В каждой серии экспериментов выполнялось условие сохранения фрагментов, общая масса которых была не меньше 95-99% от массы образца.

Поверхность образцов и поверхность разрушения на сформировавшихся фрагментах исследовались на интерферометре профилометре New View-2000 и на оптическом микроскопе Hirox – 3D Digital Microscope. Например, на рис. 1 показано, что распределения площади пор в сечении $N(S)$ имеют незначительный перегиб и описываются степенным законом.

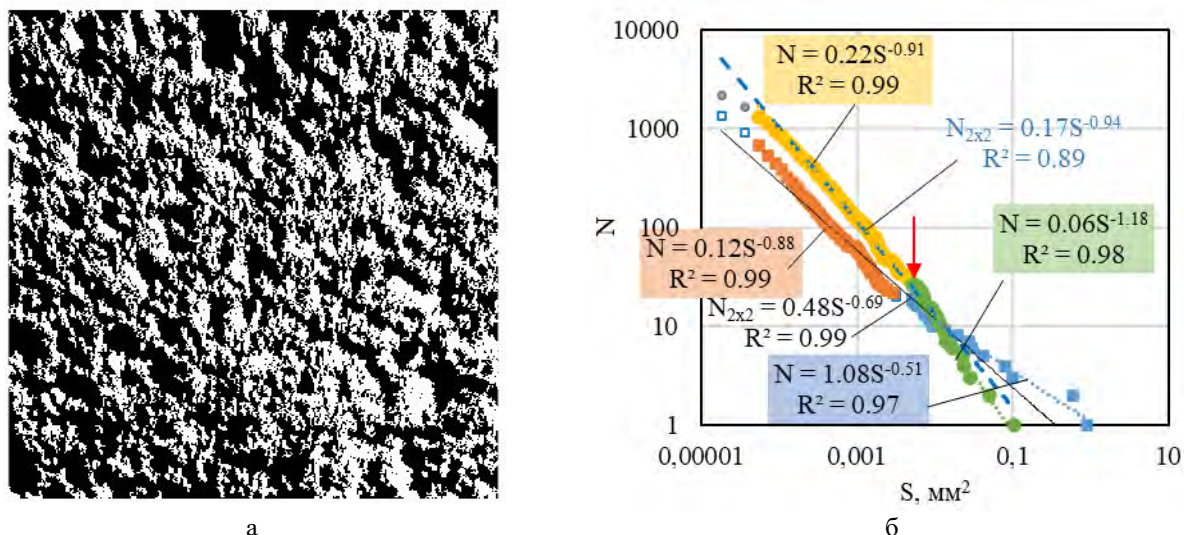


Рис. 1. Изображение области 2x2 мм² выбранной на торцевой поверхности цилиндрического образца №8 с 50-кратным увеличением: черные области – это площадь пор в сечении S (а). Распределение площади (черные области) пор в сечении больше некоторого заданного $N(S)$ в log-log осях для №5 (о) и №8 (□) образцов (б)

Проведен статистический анализ фрагментации образцов с помощью системы сит и электронных весов. Для фрагментов массой меньше погрешности весов (0.0001 г) использовали метод «фотографии» для определения числа фрагментов последних сит. Показано, что в результате динамического нагружения цилиндрических образцов распределения фрагментов $N(m)$ массой больше некоторого заданного имели слабый перегиб

(стрелка на рис. 2а) и описывались степенными распределениями с высокой достоверностью аппроксимацией R^2 . При увеличении скорости нагружения с 9,3 м/с до 15,6 м/с количество фрагментов увеличивалось, область перегиба смещалась в сторону меньших масштабов. В случае квазистатического нагружения цилиндров распределения $N(m)$ имели вид (см. рис. 2б) и описывались для фрагментов с массой $m < 0,02$ г степенным законом и с $m \geq 0,02$ г – экспоненциальным законом. В отличие от предыдущих серий испытаний на цилиндрических образцах, в условиях динамического индентирования кубических образцов наблюдается выраженный перегиб в распределениях $N(m)$ (рис. 2в), которые аппроксимируются степенным законом для фрагментов с $m < 0,04$ г и экспоненциальным законом для $m \geq 0,04$ г.

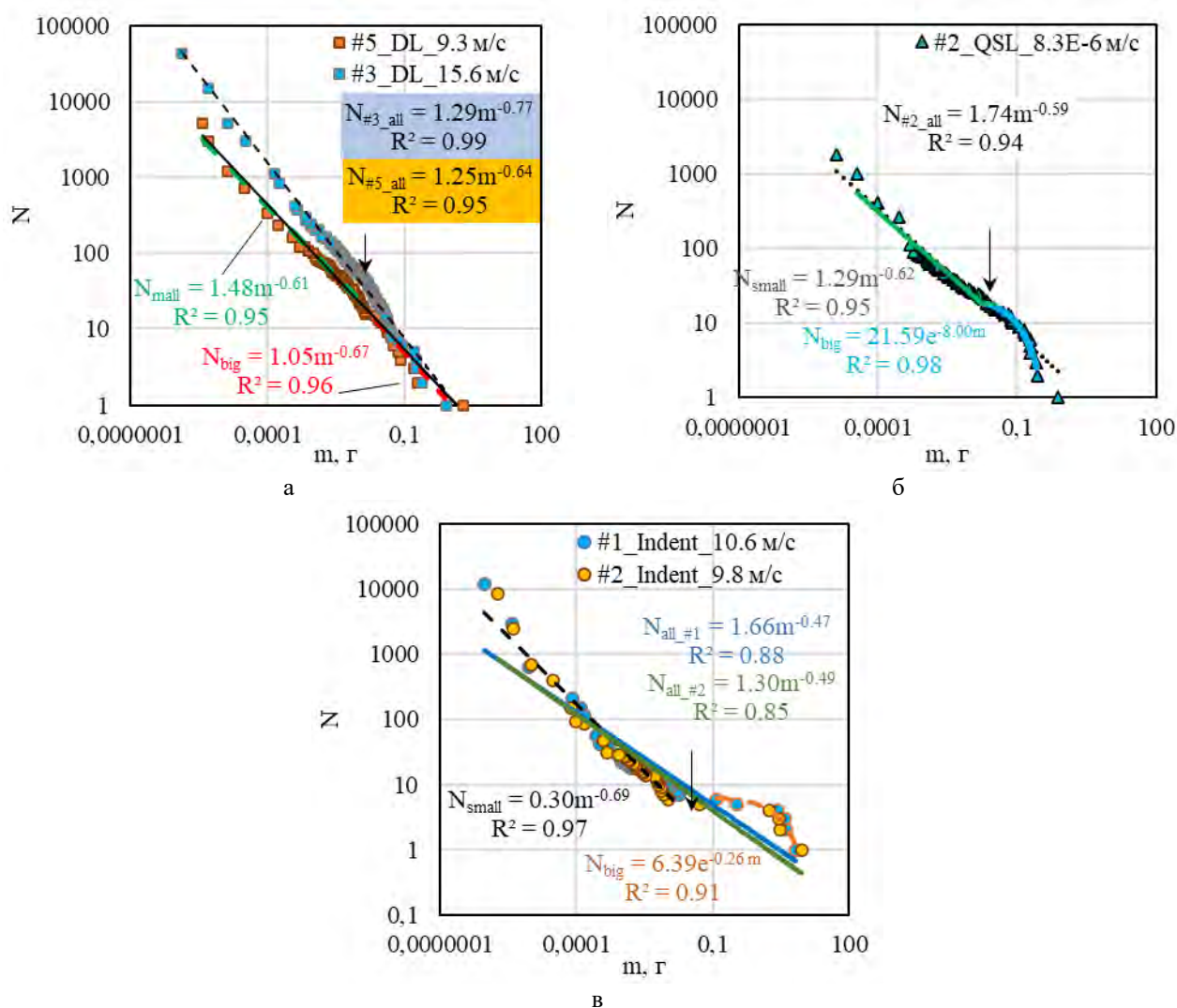


Рис. 2. Распределение фрагментов по размеру(массе) больше некоторого заданного $N(m)$, полученных в условиях динамического (а) и квазистатического нагружений (б) цилиндрических образцов и динамического индентирования образцов в виде кубиков (в)

Фрагментация образцов (цилиндрических и кубических) формировалась в результате хрупкого разрушения, что подтверждается анализом кумулятивных распределений с датчиков АЭ, изображений с оптических микроскопов и полученных распределений фрагментов по размеру(массе). Присутствует стадийность разрушения образцов, что соответствует наличию перегибов в распределениях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.

1. Обоснование использования керамики на основе оксида алюминия с помощью изучения её механических свойств / Д.С. Жолудев, С.С. Григорьев, П.Е. Панфилов, Д.В. Зайцев // Научное обозрение. Медицинские науки. – 2015. – № 1. – С. 174-178.

МНОГОУРОВНЕВАЯ СТАТИСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЕЁ ИДЕНТИФИКАЦИЯ

Безверхий Д.С., Кондратьев Н.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В настоящее время процесс термомеханической обработки металлов и сплавов занимает особое место в металлургической промышленности. Термомеханическая обработка приводит к глубокому перестроению материальной структуры вследствие реализации термоактивируемых процессов на различных масштабных уровнях, тем самым, оказывает влияние на приобретаемые материалами свойства [1]. Одним из основных сопутствующих процессов изменения материальной структуры при горячей обработке металлов и сплавов является рекристаллизация [1, 2]. Рекристаллизация – процесс полной или частичной замены в поликристаллических телах одних зерен данной фазы, содержащих те или иные структурные несовершенства, другими, более совершенными зернами той же фазы [1]. Рекристаллизация разделяется на статическую и динамическую. В работе рассматривается динамическая рекристаллизация, которая протекает при повышенных и высоких температурах неупругого деформирования, существенно зависит от процессов термомеханических воздействий [1, 3]. Для высоких температур динамической рекристаллизации на диаграмме нагружения наблюдаются осцилляции напряжений с последующим выходом на стационарный уровень, в то время как для более низких температур характерен единственный “пик” напряжения с последующим выходом на стационарный уровень [1, 3].

Для описания повторяющихся циклов рекристаллизации применяется подход М.Л. Luton и С.М. Sellars [4], в котором объемная доля рекристаллизованного материала определяется с применением соотношения Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK). Вид диаграммы нагружения при динамической рекристаллизации определяется двумя управляющими параметрами: 1) критической деформацией ε_c , при достижении которой начинается цикл рекристаллизации; 2) деформацией ε_x , при достижении которой будет рекристаллизировано 98% материала. Соотношение деформаций ε_c и ε_x будет влиять на вид диаграммы нагружения [4]. В случае, если $\varepsilon_x < \varepsilon_c$, то новый цикл рекристаллизации начнется только после того, как текущий будет завершен. В результате этого на диаграмме будут наблюдаться колебания напряжений. Наоборот, если $\varepsilon_x > \varepsilon_c$, то новый цикл рекристаллизации иницируется в рекристаллизованном материале до завершения старых. В последнем случае напряжения будут стремиться выходить на стационарный уровень, при этом осцилляции напряжений будут сохраняться хотя бы с незначительной амплитудой согласно модели [4]. Предложенная модель [4] является одним из самых простых способов описания динамической рекристаллизации. Данный подход не учитывает дефектную структуру и ее перестроение в ходе процесса деформирования материала, также как параметры воздействия, например, такие, как температура и скорость деформирования [1]. В силу этого для описания неупругого отклика материала в настоящей работе используется двухуровневая статистическая модель [5]. Предлагается сопряжение двухуровневой статистической модели с учетом циклического характера процесса рекристаллизации, определяемого соотношением JMAK.

Для идентификации модели использовались диаграммы нагружения, полученные в серии экспериментов на одноосное сжатие поликристалла меди при скорости деформирования $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в диапазоне температур 725–1075 К [3]. В ходе процедуры идентификации были определены: начальные критические напряжения τ_{c0} , параметры упрочнения h_0 , τ_{sat} , a и критическая деформация ε_c . Также для идентификации циклов рекристаллизации применялись расчетные данные из модели [6].

В результате была разработана математическая модель, позволяющая качественно описать процесс неупругого деформирования с учетом динамической рекристаллизации при различных температурах. При низких гомологических температурах согласно теории [4] $\varepsilon_x > \varepsilon_c$, циклы рекристаллизации перекрываются, вследствие чего кривая деформирования материала, как правило, имеет единственный “пик” напряжений с последующим выходом колебаний малой амплитуды относительно стационарного уровня. Для более высоких гомологических температур справедливо $\varepsilon_x < \varepsilon_c$ и наблюдаются осцилляции напряжений большей амплитуды.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Humphreys J., Rohrer G.S., Rollett A. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. – Oxford: Elsevier, 2017. – 704 pp.
2. Trusov P., Kondratev N., Podsedertsev A. Description of Dynamic Recrystallization by Means of An Advanced Statistical Multilevel Model: Grain Structure Evolution Analysis // Crystals. – 2022. – Vol. 12. – P. 653. – DOI:10.3390/cryst12050653.
3. Blaz L., Sakai T., Jonas J.J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper // Metal Science. – 1983. – Vol. 17. – P. 609–616. – DOI:10.1179/030634583790420448.
4. Luton M.J., Sellars C.M. Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation // Acta Metall. – 1969. – Vol. 17. – P. 1033–1043. – DOI:10.1016/0001-6160(69)90049-2.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно-поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: СО РАН, 2019, 605 с.
6. A polycrystal plasticity based discontinuous dynamic recrystallization simulation method and its application to copper / G. Zhou, Z. Li, D. Li, Y. Peng, H.S. Zurob, P. Wu // Int. J. Plast. – 2017. – Vol. 91. – P. 48–76. – DOI:10.1016/j.ijplas.2017.01.001.

РЕГИСТРАЦИЯ И АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АЭ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИМИ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПКМ

^{1,2}Брянский А.А., ^{1,2}Башков О.В., ^{1,2}Башков И.О., ²Безрук М.Н., ²Ефимов Т.А., ²Ромашко Р.В.

¹Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре

²Институт автоматики и процессов управления, Владивосток

В практике использования метода акустической эмиссии (АЭ) многие годы наблюдается тенденция разработки новых преобразователей АЭ, имеющих компактное исполнение, защищенность от негативного действия окружающей среды, что позволяет их внедрять в структуру материала без снижения его эксплуатационных свойств. Одними из таких преобразователей являются волоконно-оптические датчики (ВОД) на базе лазерных интерферометров, имеющие оптимальную геометрию и природу для внедрения в структуру полимерных композиционных материалов (ПКМ).

Однако, рабочие параметры датчиков интерферометрического типа, использующего оптическое волокно, зависят от размещения чувствительного элемента в объекте контроля [1, 2]. Таким образом, внешние воздействия в виде деформации изделия влияют на фактический путь прохождения лазерного излучения внутри волокна, оказывая влияние на характер распределения акустических волн в объекте и регистрируемых сигналов АЭ. Для правильной идентификации повреждений важно знать условия проведения испытаний и параметры нагружения.

Объектом исследования выступил образец стеклопластика, выполненный в форме двойной лопатки (рис. 1), изготовленный методом вакуумной инфузии из связующего Derakane 411-350 и стеклоткани 62004. Многомодовое оптическое волокно было приклеено к поверхности образца эпоксидным клеем. Для регистрации сигналов АЭ использовался лазерный адаптивный интерферометр, выполненный по схеме Маха-Цендера на фоторефрактивном кристалле CdTe с источником лазерного излучения на длине волны 1064 нм [3]. Сигналы АЭ регистрировались также широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем (ПЭП) GlobalTest GT301 с усилителем Olympus. Сигналы АЭ записывались на многоканальный цифровой осциллограф Agilent DSO90404A с частотой дискретизации 2 МГц. Механическое испытание проводилось на универсальной испытательной машине SHIMADZU методом статического растяжения со скоростью перемещения захвата 2 мм/мин. Нагружение производили ступенчато до 15,0 кН с шагом 2,5 кН и выдержкой под нагрузкой, в течение которой выполнялось возбуждение волн АЭ источником Су-Нильсена.

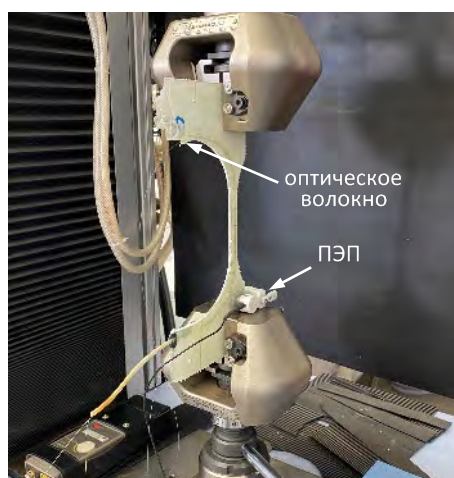


Рис. 1. Исследуемый образец, установленный в захватах испытательной машины

На рис. 2 приведены осциллограммы сигналов АЭ, зарегистрированных пьезоэлектрическим и волоконно-оптическим датчиками на каждой из ступеней нагружения образца. Анализ сигналов АЭ выполнялся по параметрам 7 уровней декомпозиции

компонентов вейвлет преобразования каждого зарегистрированного сигнала. В работе оценивалось изменение доли энергии каждого уровня декомпозиции в зависимости от уровня нагружения для оценки влияния деформированного состояния образца со встроенным датчиком на характер регистрируемых сигналов АЭ.

Установлено влияние напряженного состояния образцов исследуемого ПКМ на частотно-энергетические параметры сигналов АЭ, зарегистрированных ПЭП и ВОД, в частотном диапазоне до 130 кГц. Данный диапазон обоснован демпфирующими свойствами полимерной матрицы стеклопластика в области высоких частот. Из полученных результатов можно сделать вывод о наибольшем вкладе в затухание сигналов АЭ состояния матрицы связующего.

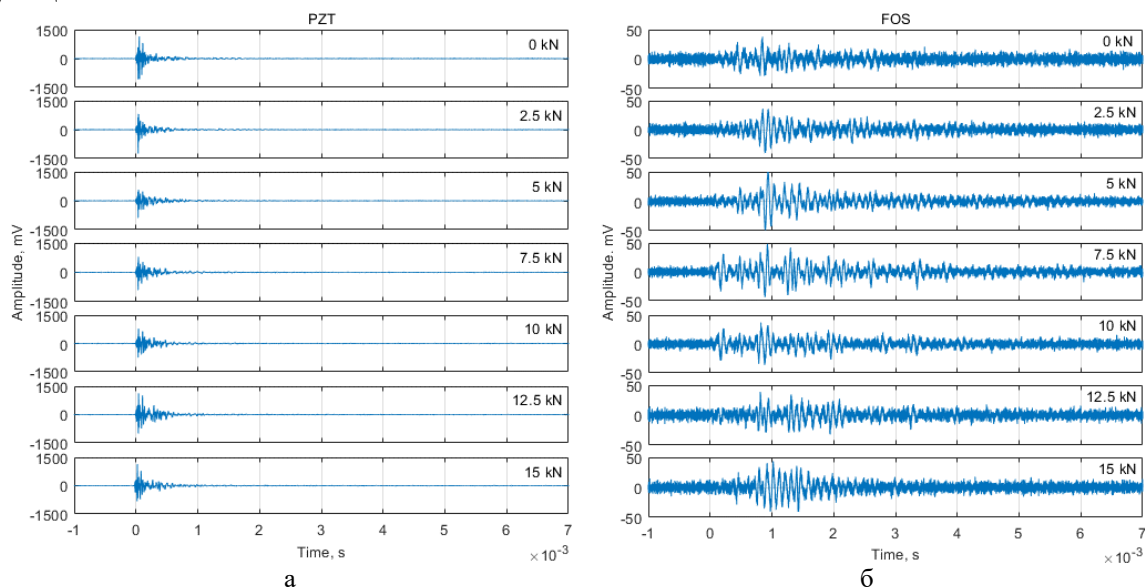


Рис. 2. Осциллограммы сигналов, зарегистрированных АЭ ПЭП (а) и ВОД (б)

Монотонное возрастание энергии частотной компоненты, соответствующей 31,25 кГц, отмеченное при ступенчатом увеличении нагрузки до 15 кН для обоих типов датчиков, нарушается на более высоких частотах. Это, по всей видимости, связано с неравномерным смещением пика амплитудно-частотной характеристики датчиков при изменении напряженного состояния образца. Наиболее чувствительным к данному изменению является распределенный волоконно-оптический датчик в сравнении с локальным ПЭП. Таким образом, для диапазонов нагрузок, значительно изменяющихся в процессе эксплуатации объектов, необходимо учитывать изменение АЧХ датчиков распределенного типа при определении параметров сигналов АЭ, характеризующих тип разрушения.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента государственной поддержки ведущих научных школ РФ, проект НШ-452.2022.4 (исследование развивающихся повреждений), и гранта Российского научного фонда, проект 21-19-00896 (разработка датчиков).

1. Sensitivity Analysis of Adaptive Holographic Fiber-Optic Acoustic Emission Sensors during the Registration of Acoustic Waves in a Plate / O.V. Bashkov, R.V. Romashko, I.O. Bashkov, V.I. Zaikov, H. Khon, D.B. Solovov // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. – 2020. – Vol. 459. – P. 062104. – DOI:10.1088/1755-1315/459/6/062104.
2. Coil-Type Fiber Optic Sensors for Acoustic Emission Analysis / E.A. Rassolov, T.A. Efimov, R.V. Romashko, A.A. Bryanskij, O.V. Bashkov, I.N. Zvestovskaya // Bulletin of the Lebedev Physics Institute. – 2022. – Vol. 49. – P. 88-91. – DOI:10.3103/s1068335622030058.
3. Laser adaptive vector-phase hydroacoustic measuring system / R.V. Romashko, Yu.N. Kulchin, D.V. Storozhenko, M.N. Bezruk, V.P. Dzyuba // Quantum Electronics. – 2021. – Vol. 51, No. 3. – P. 265. – DOI:10.1070/QEL17507.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ПОРИСТОГО ZrO_2 КАК ИНТЕГРАЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МОРФОЛОГИИ

Буяков А.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При применении пористых оксидных керамик в медицине, или химической промышленности, немаловажную роль играет морфология поверхности. Развитый рельеф внутрипоровой поверхности, увеличивающий эффективную площадь, является важной характеристикой катализаторов, фильтров, и может сыграть благоприятную роль для обеспечения клеточной адгезии при биомедицинских применениях. Такие структурные характеристики, как объем порового пространства, структура и величина пор и зерен, могут быть проанализированы в отдельности, однако практическим интересом обладает возможность применения подхода к интегральному описанию микроструктуры на различных масштабных уровнях с помощью единого параметра – фрактальной размерности.

Так, в работе [1] фрактальный анализ структуры поверхности был применен для определения корреляции, между прочностными и функциональными характеристиками высокотемпературной глиноземной керамики с учетом размера пор и их сферичности, что позволило определить оптимальный и эффективный критерий, характеризующий баланс структура–прочность–термостойкость. Авторы [2] применяли фрактальный анализ для определения связи между параметрами поровой структуры и механической прочностью керамики на основе оксида алюминия.

Целью настоящей работы является комплексное исследование эволюции структуры пористого ZrO_2 , подвергнутого изотермическому спеканию с длительностью выдержки от 10 до 600 минут при температуре 1600 °С. Основной задачей являлось применение метода фрактального анализа поверхности разрушения, демонстрирующей внутрипоровую структуру, и установление корреляции величины фрактальной размерности с параметрами зеренной и поровой структуры, а также пределом прочности при сжатии. Оценка величины фрактальной размерности осуществлялась согласно методике, представленной в [3].

В результате проведенного комплекса исследований было обнаружено, что изменение величины фрактальной размерности поверхности разрушения D отражает стадии твердофазного спекания: образование межчастичных шеек и формирование керамического каркаса сопровождаются увеличением фрактальной размерности, рис. 1. Дальнейшее спекание, сопровождаемое объемной усадкой, ростом зерна и коалесценцией пор приводит к сглаживанию поверхности разрушения и снижению D .

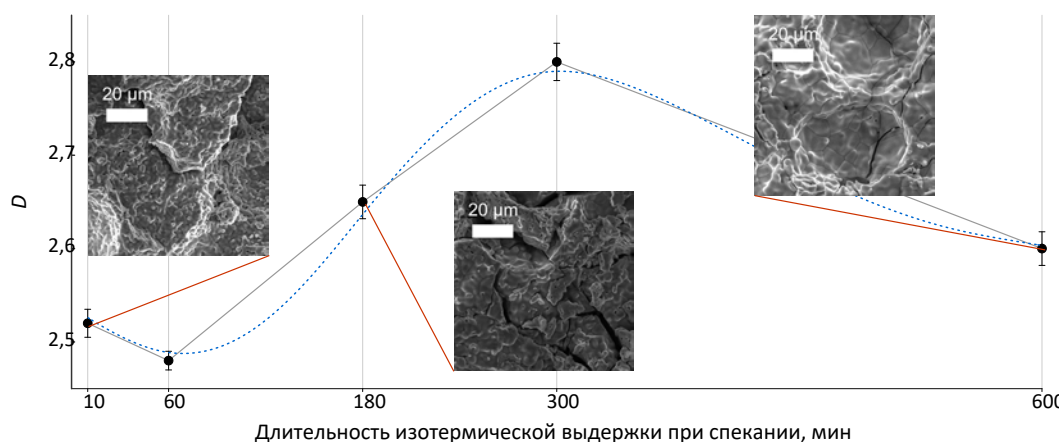


Рис. 1. Зависимость величины фрактальной размерности поверхности разрушения пористого ZrO_2 от длительности изотермической выдержки при спекании при 1600 °С

Определение прочности при сжатии показало, что на ранней стадии спекания, от 10 до 60 минут прочность относительно невысока ввиду низкой площади межчастичных контактов, а продолжение спекания с увеличением изотермической выдержки от 300 до 600

минут сопровождается рекристаллизационным ростом зерна, оказывающим негативное влияние на прочностные характеристики исследуемой керамики. Вместе с тем, было обнаружено, что наибольший предел прочности достигается на второй стадии твердофазного спекания, соответствующей длительности изотермической выдержки от 180 до 300 минут, которой соответствует наибольшая величина D .

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0005.

1. Liu J. et al. Optimal design on the high-temperature mechanical properties of porous alumina ceramics based on fractal dimension analysis // Journal of Advanced Ceramics. – 2018. – Vol. 7, №. 2. – P. 89-98.
2. Wang X., Chen C., Wang Y. Fractal analysis of porous alumina and its relationships with the pore structure and mechanical properties // Fractal and Fractional. – 2022. – Vol. 6, №. 8. – P. 460.
3. Buyakov A.S. Structure kinetics of porous zirconia ceramics during solid-state sintering // Russian Physics Journal. – 2023. – Vol. 66, №. 1. – P. 58.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СТЕНОК ИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ РАЗНОГО ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ 3D-ПЕЧАТИ

Власов И.В., Гордиенко, А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Аддитивные технологии активно применяются последние несколько десятилетий для производства деталей машин, восстановления фрагментов конструкций и изношенных рабочих поверхностей. Процесс аддитивного производства наиболее востребован в медицине, машиностроении, авиационной и космической промышленности.

Наиболее распространённым, высокопроизводительным, экономичным является электродуговое проволоочное аддитивное производство (WAAM) в среде защитных газов (GMAW) [1]. Оно позволяет достигать скоростей нанесения материала порядка 4-9 кг/ч [2] и создавать габаритные конструкции. Большим преимуществом GMAW является возможность использовать технологии ограниченного тепловложения, такие как «Cold Metal Transfer» и «coldArc» [3]. Их принцип заключается в сварке короткой дугой и, как следствие, характеризуется сменой циклов короткого замыкания и горения дуги. Эти режимы оказались хорошо применимы для печати объёмных изделий, где нет необходимости в глубоком проплавлении материала и создания большой сварочной ванны [4].

Одним из существенных недостатков GMAW является неизбежный циклический нагрев изделия в процессе печати. Таким образом, каждый слой претерпевает многократный термический нагрев, затухающий при отдалении от места печати и различный для нанесённых слоёв вследствие накопления тепла в стенке [5]. Сложно неконтролируемое термическое воздействие может быть серьёзной проблемой для сплавов, требующих многоступенчатые термические обработки.

Целью работы являлось выявление закономерностей формирования структур при многослойной печати конструкционной низкоуглеродистой стали с использованием технологии GMAW в стандартном режиме и со сниженным тепловложением (технология «coldArc»), а также изучение механических свойств полученного материала.

Для послойной печати была использована омеднённая проволока ER70S-6 диаметром 1.2 мм, применяемая для сварки конструкционных изделий. В качестве подложки использовалась близкая по составу низкоуглеродистая сталь 09Г2С. Для нанесения проволоки методом дуговой сварки в среде защитных газов была использована установка, состоящая из многоосевого механизированного манипулятора FANUC AM-100iD, работающего совместно со сварочным аппаратом EWM Titan XQ R 400.

Были изготовлены вертикальные модельные стенки, состоящие из 50 слоёв длиной 100 мм. Показано, что меньшее тепловложение в режиме coldArc при печати каждого слоя сопровождается его меньшим растеканием и, как следствие, большей высотой каждого отдельного слоя. В сумме это приводит к большей высоте стенки на 5 мм и к её меньшей толщине по сравнению с режимом GMAW на 2 мм.

Было показано, что в поперечном сечении стенок можно выделить 3 зоны (рис. 1а). Зона 1 (основание стенки и приграничный слой подложки) по высоте стенки занимает ~3-4 мм и состоит из крупных вытянутых зёрен столбчатой формы, сформированных в результате эпитаксиального роста аустенитных зерен, вследствие высокой скорости охлаждения при быстром теплоотводе в подложку на начальных этапах печати. При последующем превращении по границам зерен образовался аллотриоморфный феррит, а внутри зёрен – игольчатый феррит. Для режима печати GMAW доля феррита больше, по сравнению с режимом coldArc.

Зона 2 (средняя часть стенки) составляет по высоте 35 мм для режима GMAW и 65 для режима coldArc. Она представлена ферритными зёрнами с включениями зернистого перлита.

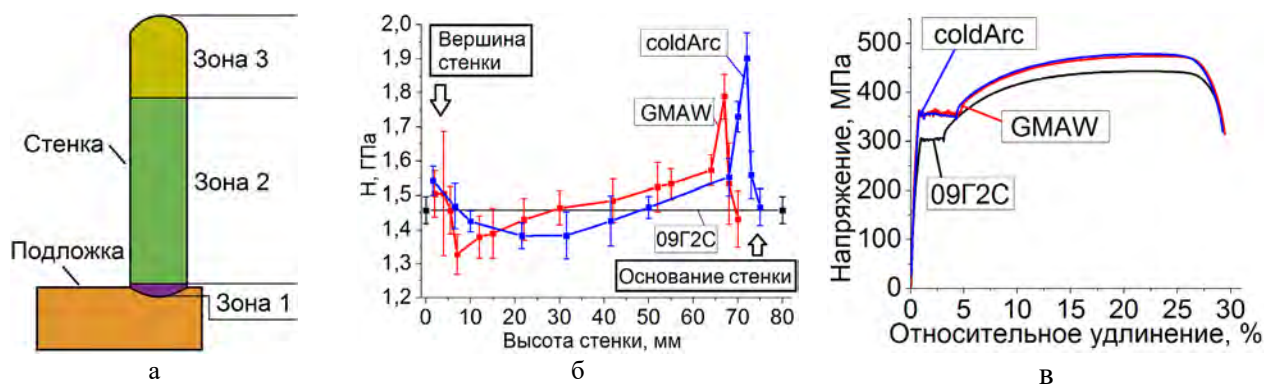


Рис. 1. Схема расположения зон в поперечном сечении модельной стенки (а), микротвёрдость в поперечном сечении стенки (б), диаграммы растяжения образцов, вырезанных из подложки и стенки в зоне 2 (в)

Для зоны 2 характерно наличие структурной неоднородности, которая проявляется в увеличении размера зерен в слоях (с 11 до 16,3 мкм для GMAW и с 12,1 до 19,7 мкм для coldArc) и снижением микротвёрдости (рис. 1б). Неоднородность может быть связана с накоплением тепла в стенке при печати.

Зона 3 (верхняя часть стенки) составляет ~30 мм и ~4 мм для режимов GMAW и coldArc, соответственно. Меньший уровень тепловложения в режиме coldArc существенно снижает размеры этой зоны. В обоих случаях, эта зона состоит из неравноосных ферритных зёрен, видманштеттового феррита, отдельных областей с игольчатым ферритом и перлитной составляющей пластинчатого типа. Такая структура формируется в результате более быстрого охлаждения за счет взаимодействия с окружающей средой и отсутствия перекристаллизации, которая имела место в зоне 2 вследствие циклического нагрева от вышележащих слоев.

На микроструктурном уровне зоны внутри стенки не имеют чётких границ. Переходы между ними происходят плавно и довольно часто занимают существенную часть той или иной зоны.

Показано, что наиболее оптимальной зоной в стенках является зона 2, состоящая из однородной феррито-перлитной структуры и демонстрирующая наилучшие механические свойства, близкие к свойствам материала подложки (рис. 1б, в). Механические свойства образцов при статическом растяжении для режимов GMAW и coldArc из зоны 2 демонстрируют схожие значения.

Сделано заключение, что использование режима печати coldArc обеспечивает меньшее тепловложение в процессе нанесения слоёв, что проявляется в виде существенного снижения зоны 3 (4 мм против 30 мм) и меньшего растекания слоев, по сравнению с режимом GMAW.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Jafari D., Vaneler T.H.J., Gibson I. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts // Mater. Des. – 2021. – Vol. 202. – P. 109471. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109471.
2. Buchanan C., Gardner L. Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges // Eng. Struct. – 2019. – Vol. 180. – P. 332–348. – DOI: 10.1016/j.engstruct.2018.11.045
3. Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing / C.R. Cunningham, J.M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, S.T. Newman // Addit. Manuf. – 2018. – Vol. 22. – P. 672–686. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
4. Nagasai B.P., Malavizhi S., Balasubramanian V. Effect of welding processes on mechanical and metallurgical characteristics of carbon steel cylindrical components made by wire arc additive manufacturing (WAAM) technique // CIRP J. Manuf. Sci. Technol. – 2022. – Vol. 36. – P. 100–116. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2021.11.005.
5. Tailoring microstructure of wire arc additively manufactured C–Mn–Si steel with post process heat treatment / M. Shamsujjoha, J. Licavoli, B. Lin, E. Harma, R. Patterson, T. Timmermann, M. Groeneveld, L. McLeod, P. Sanders // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – Vol. 825. – P. 141921. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141921.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО УДАРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

¹Вшивков А.Н., ¹Изюмова А.Ю., ²Жеребцов С.В., ²Озеров М.С. ¹Плехов О.А.

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

²Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Исчерпание конструктивных способов увеличения срока службы деталей привело к созданию новых методов обработки материалов, позволяющих улучшить их свойства. Наряду с традиционными методами поверхностной обработки (дробеструйная обработка, обкатка валиками, лазерное термическое упрочнение) метод лазерного ударного (ЛУ) упрочнения имеет ряд преимуществ: отсутствие глобального термического воздействия, возможность локальной обработки деталей сложной геометрии, малое время обработки. Это делает методику ЛУ упрочнения конкурентоспособной с экономической и практической точки зрения. Суть технологии заключается в модификации свойств поверхностного слоя и создание поля остаточных напряжений (ОН). Пространственная конфигурация поля ОН, величина максимальных сжимающих ОН и глубина слоя, в котором сформированы сжимающие ОН, играют значительную роль в зарождении дефектов и развитии поврежденности материала. Вместе с этим основной целью использования технологии ЛУ упрочнения является не просто формирование поля ОН на заданную глубину и с заданной геометрией, но повышение ресурса, улучшение усталостных и прочностных свойств деталей и конструкций разной геометрии. Таким образом, важно не только оценить конфигурацию поля ОН, наведенного ЛУ обработкой, но и провести механические испытания, и только после этого формировать представление об эффективности выбранного режима обработки и формулировать оптимальные параметры лазерного излучения. Целью работы было выявление такого режима ЛУ обработки, при котором не только изменяется структура поверхностного слоя, формируется поле остаточных напряжений, но и наблюдается реальное улучшение усталостных свойств после ЛУ обработки образцов исследуемой геометрии.

Подбор режима ЛУ обработки осуществлялся для плоских образцов из титанового сплава Вт6 (($\alpha+\beta$)-сплав) толщиной 3 мм с круглым вырезом радиуса 8 мм для локализации усталостной трещины. ЛУ обработка образцов проводилась на установке, созданной в «ИМСС УрО РАН». Установка включает в себя твердотельный Nd:YAG лазер Beamtech SGR-Extra-10 и роботизированный шести осевой манипулятор STEP SR50. Длина волны лазерного излучения составляет 1064 нм, максимальная частота повторения импульсов 5 Гц, максимальная энергия в импульсе – 9 Дж, длительность импульса 10 нс. Исследование усталостных свойств плоских образцов с концентратором напряжений из титанового сплава Вт6 без ЛУ обработки и после нее проводилось на экспериментальной базе «ИМСС УрО РАН» на 100 кН серво гидравлической испытательной машине Bi-00-100 в условиях одноосного циклического деформирования с коэффициентом асимметрии цикла $R=0,1$ и максимальной приложенной силой, равной 10 кН. Длина трещины измерялась методом падения электрического потенциала, который заключается в регистрации изменения разности электрических потенциалов, вызванного развитием несплошности материала (усталостной трещины), при пропускании через образец постоянного электрического тока [1]. В результате исследований были построены графики зависимости длины трещины от времени, диаграммы, отражающие долговечность испытанных образцов в зависимости от типа ЛУ обработки, структура материала после ЛУ обработки.

Семь режимов ЛУ обработки были выбраны для исследования влияния параметров ЛУ обработки на профиль ОН и количество циклов нагружения до разрушения В исследуемых режимах ЛУ обработки варьировались следующие характеристики: энергия лазерного луча, форма профиля лазерного луча, перекрытие отпечатков, местоположение области обработки. Для оценки количества циклов до разрушения всего был исследован 21 образец, из которых 4 шт. – без ЛУ обработки. Диаграмма, отражающая зависимость усталостного ресурса от способа лазерной ударной обработки, представлены на рисунке 1. Одна из модификации

Режим №1 заключалась в дополнении места ЛУ обработки – помимо плоскостей образца обрабатывался еще торец в вырезе. Она обозначена на рисунке 1 как “Схема 1 + Торец”. Вторая модификация Режимы №1 заключалась в изменении энергии лазерного луча с 1 Дж (в исходном варианте Режимы №1) на 3 Дж (в модифицированном варианте). Она обозначена на рисунке 1 как “Схема 1 (3 Дж)”.

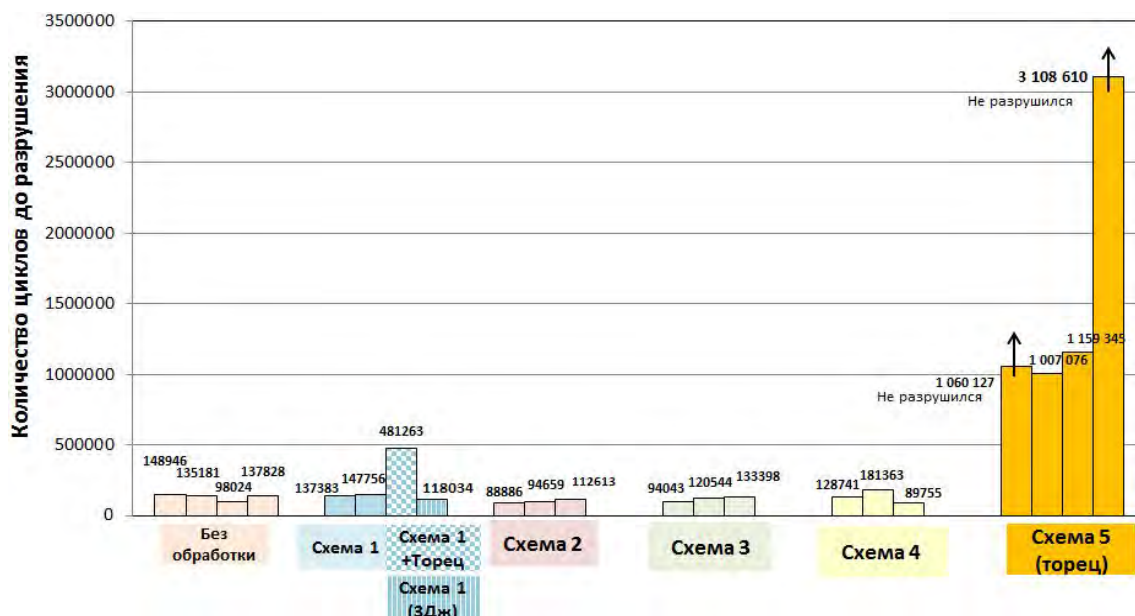


Рис. 1. Результаты усталостных испытаний образцов из титанового сплава Вt6 без обработки и после ЛУ воздействия в Режимы №1-5

Среднее количество циклов до разрушения образцов без обработки составило 129995 ± 22132 , после Режимы обработки №1 – 142570 ± 7335 , после Режимы №2 – 98719 ± 12374 , после Режимы №3 – 115995 ± 20068 , после Режимы №4 – 133286 ± 45973 . Из четырех испытанных образцов, обработанных в Режимы №5, два не были доведены до разрушения с числом циклов наработки 1060127 и 3108610, два других образца разрушились не в зоне концентратора напряжений, а в области захвата с числом циклов наработки 1007076 и 1159345.

Таким образом, большинство опробованных режимы ЛУ обработки поверхности образцов не дают значительного увеличения усталостной долговечности по сравнению с контрольными образцами без обработки. Модификация Режимы №1 “Схема 1 + Торец” позволила повысить ресурс примерно в 4 раза, но при этом увеличилась площадь обработки образца и, соответственно, затрачиваемое на обработку время. Вместе с тем, при ЛУ обработке только торца образца в области круглого выреза (Режимы №5) усталостная долговечность демонстрирует как минимум семикратное увеличение по сравнению с базовыми образцами без обработки.

Механические испытания выполнены в рамках государственного задания ИМСС УрО РАН – филиал ПФИЦ УрО РАН (тема № 122012400263-7). Лазерная ударная обработка выполнена в рамках гранта РФФИ №22-79-10168.

1. Hartman G.A., Johnson D.A. D-c electric-potential method applied to thermal/mechanical fatigue crack growth // Exp. Mech. – 1987. – Vol. 27, No. 1. – P. 106–112. – DOI: 10.1007/BF02318872.

ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

¹Гордиенко А.И., ¹Власов И.В., ¹Мишин И.П., ²Митяшина А.О.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Повышение механических характеристик низкоуглеродистых малолегированных сталей достигается путем комплексного микролегирования и применения различных режимов термомеханических обработок [1]. Однако увеличение прочности сопровождается снижением пластичности и ударной вязкости разрушения [1]. Основная задача при контролируемой прокатке таких сталей сводится к повышению низкотемпературной вязкости разрушения. Использование ускоренного охлаждения после прокатки и переход к феррито-бейнитным структурам является одним из факторов в повышении хладостойкости стали. В зависимости от температурного интервала прокатки, температур начала и конца ускоренного охлаждения, скорости охлаждения, времени выдержки формируется разный тип бейнитных структур и достигаются разные уровни прочности и вязкости разрушения [2]. Большая часть работ выполнена с применением традиционной продольной прокатки. В отличие от продольной прокатки при поперечно-винтовой прокатке за счет вращательно-поступательного движения заготовки реализуется большая доля сдвиговой компоненты деформации. Это обеспечивает эффективное измельчение зеренной структуры за меньшее число проходов и способствует формированию равномерной структуры и одновременному повышению прочности и низкотемпературной вязкости разрушения [3].

Целью настоящей работы является изучение влияния ускоренного охлаждения после поперечно-винтовой прокатки низкоуглеродистой стали К60 на формирование структур, механические свойства и микромеханизмы разрушения стали в условиях статического растяжения и ударного изгиба.

Исследования выполнены на низкоуглеродистой малолегированной стали класса прочности К60 в состоянии после горячей прокатки. Исходный диаметр заготовок перед прокаткой – 40 мм. Поперечно-винтовую прокатку проводили на трехвалковом министане РСП 14-40 от температуры 850°C за 6 проходов через ряд калибров уменьшающегося диаметра. После прокатки осуществляли ускоренное охлаждение с помощью водяного спреера со скоростью 6°C/с до температуры 530°C, выдерживали три минуты и охлаждали со скоростью 6°C/с до температуры 200°C (режим I). Во втором случае заготовку охлаждали со скоростью 6°C/с до температуры 200°C (режим II).

Микроструктурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа марки Zeiss Axiovert и растрового электронного микроскопа (LEO EVO 50). Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3% спиртовом растворе HNO₃. Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 100 г. Статическое растяжение образцов проводили на установке Поляни со скоростью ~0.002 мм/с. Ударные испытания образцов стандартного размера с V-образным надрезом проводили на маятниковом копре INSTRON MPX 450 в диапазоне температур испытания T_{test} от +20°C до -70°C с записью кривых нагружения в координатах «нагрузка – прогиб».

Проведение поперечно-винтовой прокатки и ускоренного охлаждения по режиму I позволило измельчить зеренную структуру стали класса прочности К60 с 12 мкм до 4.6 мкм. В структуре стали после обработки по режиму I присутствовали области феррита, бейнита гранулярной морфологии (рис. 1, а), троостита и дисперсные частицы карбида Fe₃C, расположенные внутри и на границах ферритных и бейнитных зерен. При непрерывном ускоренном охлаждении стали после поперечно-винтовой прокатки (режим II) в структуре образцов выявлены зерна феррита, троостита, гранулярного и реечного бейнита, а также участки мартенситно-аустениновой фазы с размерами 1-2 мкм и частицы Fe₃C (рис. 1, б, в). По сравнению с горячекатаным состоянием структура стали после прокатки по режимам I и II

характеризовалась более однородным распределением структурных составляющих и меньшей долей троостита в структуре (10.5% и 7.5%, соответственно).

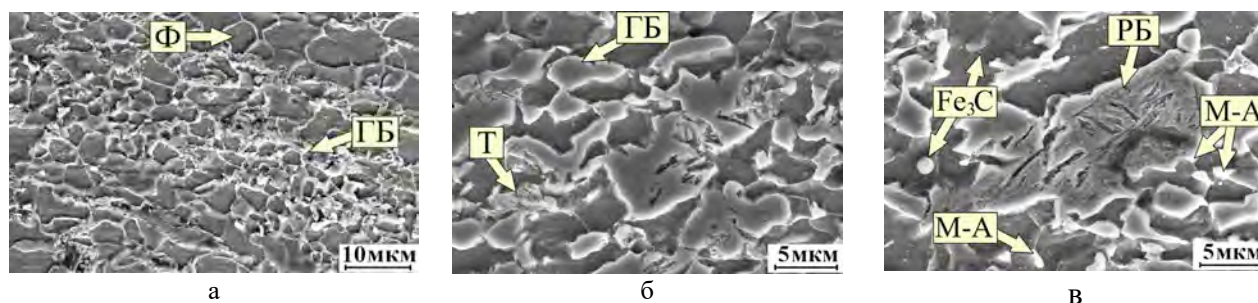


Рис. 1. РЭМ-изображения структур стали после поперечно-винтовой прокатки по режимам I (а) и II (б, в):
Ф – феррит; ГБ – гранулярный бейнит; РБ – реечный бейнит; Т – троостит; М-А – М-А составляющая

За счет измельчения зеренной структуры, формирования бейнитной фазы и упрочнения матрицы карбидами в стали после поперечно-винтовой прокатки по режимам I и II микротвердость ферритной матрицы увеличилась до 205 и 225 HV₅₀, по сравнению с горячекатаным состоянием, а в бейнитных областях достигала 320 и 335 HV₅₀. Пределы текучести стали повысились до 440 МПа и 490 МПа, а пределы прочности до 760 МПа и 880 МПа, соответственно.

После поперечно-винтовой прокатки по режиму I ударная вязкость разрушения при отрицательных температурах испытаний значительно увеличилась, по сравнению с горячекатаным состоянием. Наличие значительной утяжки на боковых гранях, широких губ среза вплоть до температур -70°C свидетельствует о большой степени пластической деформации при распространении трещины. Температура вязко-хрупкого перехода T₅₀ стали после прокатки по режиму I снизилась до -55°C.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. – М.: Металлургиздат, 2012. – 696 с.
2. Quantitative analysis of microstructural and mechanical behavior for Fe-0.1C-(V, Nb) steels as a function of the final rolling temperature / N. Kang, Y. Lee, S. Byun, K. Kim, J. Chung, K. Cho // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – V. 499. – P. 157–161. – DOI:10.1016/j.msea.2007.11.145.
3. Effect of helical rolling on the bainitic microstructure and impact toughness of the low-carbon microalloyed steel / L.S. Derevyagina, A.I. Gordienko, N.S. Surikova, M.N. Volochaev // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – V.816. – P. 141275. – DOI:10.1016/j.msea.2021.141275.

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕЗОМЕХАНИКИ КАК ТЕОРИИ, ОБЪЕДИНЯЮЩЕЙ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА

^{1,2}Гриняев Ю.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Развитие научных (физическо-математических) представлений о деформации и разрушения материалов имеет, помимо фундаментального, и большое практическое значение. Это определяет необходимость создания макроскопической теории, пригодной для решения инженерных задач и в то же время учитывающей реальные физические процессы, происходящие в деформируемом материале. Кроме того, такая теория должна давать рекомендации по созданию материалов с заранее заданными свойствами. Вследствие крайне широкого спектра научных и инженерных задач, решаемых аналитически или численно с применением моделей механического поведения материалов, к настоящему времени сформировались два самостоятельных подхода к описанию деформации твердых тел.

Первый подход реализован в классической механике деформируемого твердого тела. Она описывает механическое состояние деформируемого тела в параметрах «напряжение – деформация». Основными составляющими механики деформируемого твердого тела являются теория упругости и феноменологическая теория пластичности. Теория упругости является законченной теорией, имеющей общий характер. Разнообразные модели, развиваемые в рамках феноменологической теории пластичности, не рассматривают собственно механизмы пластической деформации, что существенно ограничивает их прогностическую способность в случае сложных условий нагружения.

Второй подход к описанию неупругого поведения твердых тел называется физическим, поскольку базируется на рассмотрении несовершенств структуры реальных кристаллов (дислокаций и дисклинаций). Действительно, многие свойства твердых тел, включая пластичность, ползучесть, прочность, обусловлены дефектами кристаллической структуры. Изучение дефектной структуры и ее эволюции в процессе деформации является предметом физической теории неупругого поведения деформируемых твердых тел. Ранее в работах В.Е. Панина и Ю.В. Гриняева была высказана идея о создании нового направления для описания деформации твердых тел – мезомеханики, объединяющей механическое и физическое описания процесса деформации, т. е. объединяющей механическое и структурное состояния. Но, несмотря на большое количество работ в данном направлении в течение последних двух десятилетий, общий математический формализм физической мезомеханики до сих пор однозначно не сформулирован.

Для создания теории неупругой деформации, обобщающей механические и физические аспекты на макроуровне, необходимо объединение классической теории упругости и континуальной теории трансляционных дефектов, которые являются макроскопическими теориями. Разработка связанного математического формализма такого подхода, объединяющего феноменологическое и физическое описания процессов деформирования материалов, является предметом настоящей работы. Для решения этой задачи используется лагранжев формализм в сочетании с методом калибровочных полей, что позволяет ввести дефекты трансляционного типа. Применение принципа наименьшего действия к лагранжиану с калибровочными полями позволило получить замкнутую систему уравнений, включая уравнения движения для упругих смещений и ансамбля дефектов. Возможности развитого формализма для описания процессов локализации неупругой деформации и формирования остаточных напряжений в деформируемом материале иллюстрируются на примере решения нескольких задач, имеющих практическую значимость.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ КАНТОРА CoCrFeNiMn И CoCrFeNiAl: ПУТИ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ

Громов В.Е., Коновалов С.В., Бирокова Е.Н., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Созданные одними из первых и исследованные более 20 лет назад высокоэнтروпийные пятикомпонентные сплавы CoCrFeNiMn (сплав Кантора) и CoCrFeNiAl по прежнему привлекают внимание исследователей в области физического материаловедения по причине возможного их применения в различных отраслях промышленности благодаря удачному сочетанию прочностных и пластических свойств. К настоящему времени накоплен большой экспериментальный материал по путям управления свойствами этих сплавов.

В предыдущих обзорах [1,2] проанализированы способы повышения механических свойств высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNiAl и CoCrFeNiMn ввиду возможных областей их промышленного использования. Решение этой проблемы предполагало усиление зернограницного упрочнения, твердорастворного упрочнения, создание нанокристаллического состояния, упрочнение выделениями, частичной аморфизацией, использование упрочняющих поверхностных обработок, разработку новых способов получения ВЭС и т.д., ультразвуковое воздействие, формирование градиентов структуры и т.д. Такие подходы могут стимулировать значительное расширение областей применения этих ВЭС.

В настоящей работе выполнен обзор публикаций отечественных и зарубежных авторов двум направлениям улучшения свойств этих сплавов: легированием, выделениями и термообработкой и использованием фазовых диаграмм Calphad. По первому направлению проанализирована роль легирования В, V, Al, V, Si, Nb; γ и γ' нановыделениями, различными режимами термической и деформационной обработки. Сделан вывод о необходимости проведения экспериментов по легированию ВЭС Zr и Nb, хорошо зарекомендовавших себя в упрочнении сталей. Создание и модифицирование свойств пятикомпонентных ВЭС возможно при использовании компьютерных программ Calphad, разработанных для расчета диаграмм состояния. Проанализированные результаты публикаций по термодинамическому описанию пятикомпонентных сплавов подтверждены сравнением фазовых диаграмм с имеющимися экспериментальными данными. В одной из анализируемых работ по фазообразованию пятикомпонентных состоящих из Co, Cr, Fe, Ni, Al, Mn, Cu ВЭС рассмотрено 2436 композиций, позволивших определить 1761 вариант надежного прогнозирования образования ОЦК/B2 и ГЦК фаз, минуя аморфные фазы и интерметаллиды, тем самым конструируя определенный уровень механических свойств. Показано, что на основе расчета фазовых диаграмм Calphad возможен дизайн нового поколения ВЭС.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №23-49-0095.

1. Structure and properties of high-entropy alloys / V.E. Gromov, S.V. Konovalov, Yu.F. Ivanov, K.A. Osintsev. – Springer. Advanced structured materials; 2021. – 110 p.
2. Structure and properties of high-entropy alloys / V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, K.A. Osintsev, Yu.A. Shlyarova, I.A. Panchenko // Ru. Science Moscow. – 2021. – 203.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ И ИХ СМЕСЕЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

^{1,2} Дитенберг И.А., ^{1,2}Осипов Д.А., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Гриняев К.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Механическая активация часто применяется в качестве эффективного способа получения прекурсоров из порошков металлов и их смесей. Помимо диспергирования, этот метод позволяет осуществлять перемешивание плохо взаимодействующих или несмешиваемых при обычном сплавлении компонентов, а в некоторых случаях даже обеспечивает реализацию низкотемпературного синтеза соединений. Кроме того, после высокоэнергетической механической активации в порошках металлов наблюдается формирование высокодефектных субмикроструктурных и наноструктурных состояний. Исследования в этом направлении находятся среди актуальных задач в области физики и химии твердого тела. С одной стороны, выявление особенностей формирования высокодефектных состояний в прекурсорах на стадии механической активации представляет большой интерес для развития фундаментальных представлений. С другой, подобные исследования являются необходимым этапом разработки новых и развития существующих порошковых технологий получения и синтеза материалов.

На примере бинарных (Ni-Al, Nb-Al) и многокомпонентных (W-Ta-Mo-Nb-V-Zr-Cr-Ti, W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti) смесей порошков металлов продемонстрированы особенности структурно-фазовых трансформаций, протекающих в условиях энергонапряженной механической активации.

Помимо диспергирования и перемешивания исходных компонентов порошковых смесей наблюдается формирование высокодефектных, в том числе субмикроструктурных и нанокристаллических структурных состояний, аналогично металлическим материалам в условиях больших пластических деформаций (кручение под давлением, глубокая прокатка и т.д.). Как известно, такие состояния характеризуются высокой плотностью дефектов кристаллического строения, а наличие ненулевых значений компонент тензора изгиба-кручения свидетельствует о реализации кооперативных дислокационно-дислокационных механизмов трансформации кристаллической решетки.

В бинарных системах типа Ni-Al уже на ранних стадиях обработки обнаружено формирование твердого раствора Ni(Al) с последующим «низкотемпературным» синтезом интерметаллидной фазы Ni₃Al. Увеличение продолжительности механической активации сопровождается ростом объемной доли Ni₃Al и появлением других высокотемпературных интерметаллидных фаз.

В изучаемых многокомпонентных системах на основе тугоплавких металлов, вне зависимости от степени эквиатомности, увеличение продолжительности механической активации способствует постепенному переходу прекурсора в однофазное состояние, в виде основной ОЦК фазы.

Установлено, что структурно-фазовая трансформация изучаемых порошковых систем сопровождается увеличением значений микротвердости. При этом выявлено соответствие между этапами изменения микротвердости и реализуемыми механизмами упрочнения.

Предполагается, что формирование высокодефектных структурных состояний является одним из основных факторов, способствующих синтезу интерметаллидных соединений и формированию твердых растворов при температурах существенно ниже, по сравнению с температурой их образования в соответствии с фазовой диаграммой состояний.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ ГИДРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ

Ефремов Д.В., Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Работа посвящена экспериментальному исследованию явлений гидро- и сонолюминесценции в интенсивных гидродинамических потоках. Под гидролюминесценцией понимается эффект эмиссии света жидкостью, возникающий в интенсивных гидродинамических потоках. Условно выделяют два физических процесса: сонолюминесценция (СЛ) и гидролюминесценция (ГЛ). Существует две основные теории возникновения ГЛ – «тепловая» и «электрическая». В основе «тепловой» теории лежит предположение, что источником свечения является образовавшийся плазменный сгусток со средней температурой 10^4 К, необходимой для испускания излучения. Эмиссия света при СЛ происходит при схлопывании кавитационных пузырьков, вызванных гидродинамическими эффектами. Отмечается, что механизм ГЛ, в отличие от СЛ, существенным образом зависит от условий течения в пограничном слое и взаимодействия потока со стенками канала [1].

Схема экспериментальной установки исследования гидро- и сонолюминесценции представлена на рисунке 1, где цифрами показано: 1 – рабочий канал диаметром 0,6 мм и длиной 5 мм; 2 – высокоскоростная видеокамера PHOTRON FASTCAM, фотоумножитель, датчики акустической эмиссии для регистрации и наблюдения явлений и эффектов ГЛ и СЛ; 3 – запорный вентиль; 4 – манометр; 5 – гидроаккумулятор; 6 – асинхронный электродвигатель; 7 – частотный регулятор; 8 – шестерёнчатый гидравлический насос высокого давления (до 210 атм); 9 – бак с гидравлическим маслом. Регистрация явлений ГЛ и СЛ осуществлялось на гидравлическом масле MOBIL DTE-25 (динамическая вязкость $\eta = 0,04$ Па·с) в диапазоне градиентов давления $\nabla P \sim 0,7 - 5$ ГПа/м, с применением фотоумножителя Photon counting heads H12386-01 230-870 нм 20 нс., скорость деформации в приграничных слоях $\dot{\epsilon} > 10^5 - 10^7$ с⁻¹.

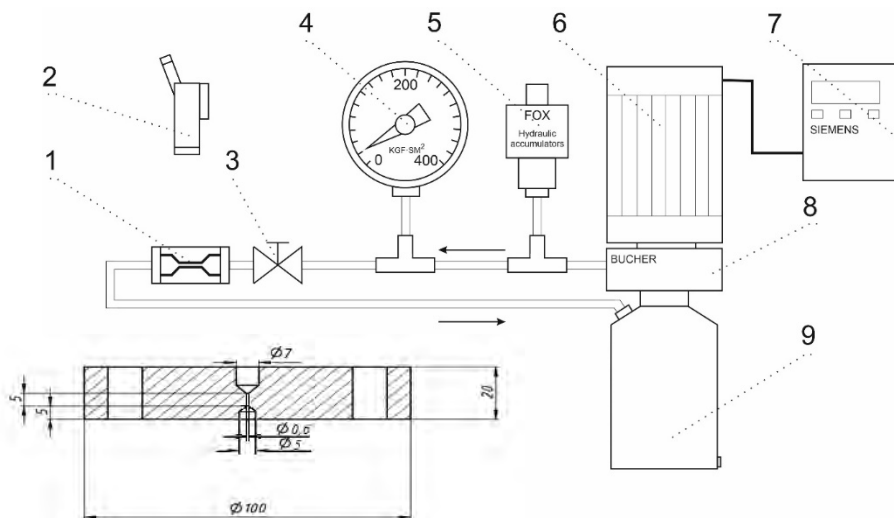


Рис. 1. Схема экспериментальной установки по исследованию явлений гидро- и сонолюминесценции в узком канале и геометрия самого канала

На рисунке 2а представлена средняя частота событий f , регистрируемая с помощью фотоумножителя, в зависимости от градиента давления в канале. Здесь наблюдается резкое увеличение интенсивности гидролюминесценции при пороговых значениях скорости деформации $\sim 10^5 - 10^6$ с⁻¹, сопровождающихся качественными изменениям в механизмах диссипации.

На рисунке 2б представлена функция плотности вероятности распределения времён ожидания между регистрируемыми событиями гидролюминесценции. Функция плотности вероятности соответствует распределению Гумбеля, характерному для систем, имеющих множество независимых доменов при коррелированном поведении в объёме образца [2].

$$P(y) = K \exp(x(y) - e^{x(y)})^a$$

где K, b, s — эмпирические константы; $x = b(y - s)$; $a = \pi/2$; $y = (\ln \tau - \langle \ln \tau \rangle) / \sigma$.

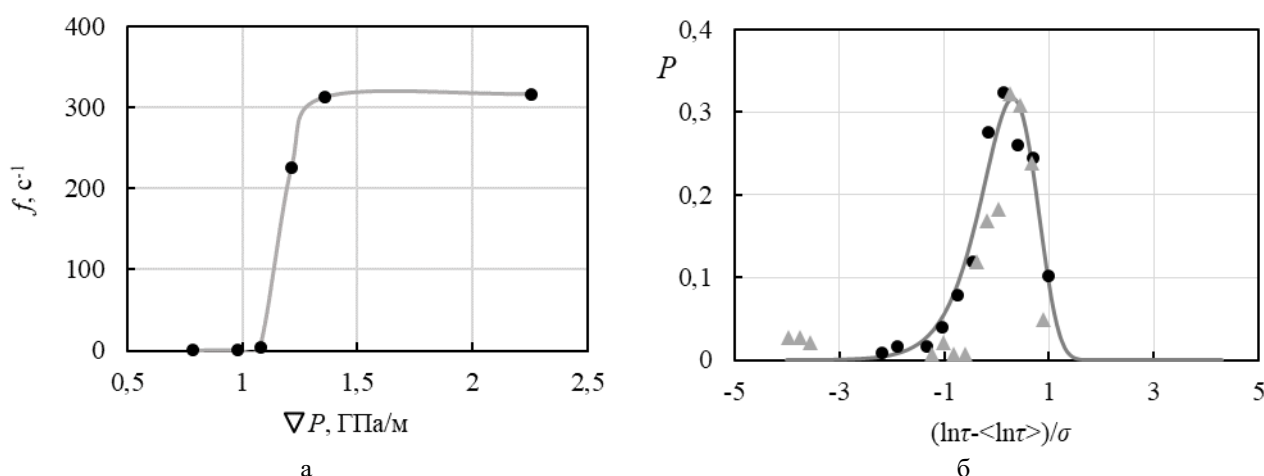


Рис. 2. Зависимость числа событий, регистрируемых фотоумножителем, от градиента давления в канале (а); функция плотности вероятности распределения времён ожидания между регистрируемыми событиями гидролюминесценции (• – 1,2 ГПа/м; ▲ – 2,2 ГПа/м; — - теоретическое распределение Гумбеля)

Аналогичная форма функции плотности вероятности наблюдается для флуктуации момента при развитом турбулентном течении в опыте Кармана [3] и флуктуаций времён ожидания и амплитуд флуктуаций напряжения течения при развитой неустойчивой пластической деформации [4]. Соответствие функций плотности вероятности позволяет высказать предположение, что негауссовый характер ветвей связан со сценарием, для которого флуктуации амплитуды напряжений пластического течения, развитого турбулентного течения и явления гидролюминесценции могут инициироваться единым механизмом [5].

Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научного проекта, соглашение № С-26/562 от 23 марта 2021 г.

1. Колдамасов А.И. Плазменное образование в кавитирующей диэлектрической жидкости // ЖТФ. – 1991. – Т. 61, Вып. 2. – С. 188 – 190.
2. Salje E.K.H., Saxena A., Planes A. Avalanches in Functional Materials and Geophysics. – Switzerland: Springer, 2017. – 298 pp.
3. Bramwell S., Holdsworth P., Pinton J.-F. Universality of rare fluctuations in turbulence and critical phenomena // Nature. – 1998. – Vol. 396. – P. 552-554.
4. Статистические закономерности развития локализации деформации при пластическом течении в сплаве АМг6 / Ефремов Д.В., Уваров С.В., Спивак Л.В., Наймарк О.Б. // Письма о материалах. – 2020. – Т. 10, № 1(37). – С. 38-42. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-1-38-42
5. Наймарк О.Б. О некоторых закономерностях скейлинга в пластичности, разрушении, турбулентности // Физическая мезомеханика. – 2015. – Т. 18, № 3. – С. 71–83.

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

^{1,2}Ким А.В., ²Аккузин С.А., ^{1,2}Литовченко И.Ю.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе исследована высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш (08Х21Г11АН6), на которой реализована термомеханическая обработка (ТМО) с изотермической всесторонней ковкой. Исходное состояние получено в результате закалки в воду с выдержкой при 1100 °С в течение 1 ч. Изотермическая ковка была осуществлена на образцах размерами 26.5×15×15 мм³ при температуре 600 °С за три прохода со сменой оси деформации. Микроструктуру стали после ТМО исследовали методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии. Механические испытания осуществляли при температурах 20 и 275 °С методом активного растяжения с использованием образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 13×2×1 мм. Фрактографические исследования проводили с использованием растровой электронной микроскопии.

Показано, что данная ТМО обеспечивает повышение предела текучести стали с 523 МПа в исходном состоянии до 1311 МПа после ТМО. При этом относительное удлинение уменьшается с 38.9% до 9.7%. При повышенной температуре испытаний (275 °С) предел текучести увеличивается до 1214 МПа по сравнению с 269 МПа в исходном состоянии. Относительное удлинение при данной температуре испытаний в исходном состоянии составляет 40.8%, а после ТМО уменьшается до 6.4%.

Фрактографические исследования показали, что образцы после ТМО при комнатной температуре разрушаются преимущественно по механизму вязкого ямочного транскристаллитного разрушения. Ямки имеют слегка вытянутую форму, их размеры, в среднем, менее 500 нм. Обнаруживаются отдельные микропоры, предположительно, в бывших местах нахождения крупных частиц карбонитридов (более 2-3 мкм). Коалесценция крупных ямок приводит к образованию каньонов по границам зерен, что свидетельствует об интеркристаллитном вязком характере разрушения, при этом размер образующихся продолговатых трещин меньше критического. При повышенной температуре испытаний наблюдается схожая картина, размер ямок незначительно уменьшается по сравнению с 20 °С. Величина относительного сужения в шейке при этом уменьшается. Встречаются микропоры с невыпавшими частицами, вокруг которых обнаруживаются участки квазискола.

Методами электронно-микроскопических исследований в исходном состоянии внутри зерен аустенита обнаружены планарные дислокационные субструктуры, дефекты упаковки и двойники отжига. Также в структуре присутствуют частицы карбонитридов типа МХ (М – Fe, Cr и V, Х – С и N), как наноразмерные, так и более крупные, размерами в сотни нм.

В результате ТМО происходит значительная фрагментация зерен с формированием внутренней субструктуры с новыми мало- и высокоугловыми границами разориентации. Показано, что деформация развивается неоднородно: ближе к краю образца микроструктура представлена зернами аустенита с повышенной плотностью дислокаций и отдельными полосами локализованной деформации с микродвойниками, в центральной части – разориентированная фрагментированная структура субмикрокристаллического масштаба.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУР ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВАХ СТАЛИ X80 С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ

¹Козлова Т.В., ¹Гордиенко А.И., ²Маликов А.Г., ³Панюхина А.Д.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

³Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Процесс сварки сопровождается резким температурным воздействием на материал, что приводит к формированию в зоне сварного шва разных структурных составляющих при последующем охлаждении. Использование лазерной сварки позволяет повысить скорость сварки и производительность, снизить коэффициент тепловложения [1]. Однако, вследствие высоких скоростей охлаждения после лазерной сварки, полученные соединения характеризуются формированием бейнитно-мартенситных структур, с повышенной микротвердостью [1] и хрупкостью [2]. Поскольку структурно-фазовое состояние металла шва является одним из главных факторов, определяющих механические свойства, исследование закономерностей полиморфных превращений и строения промежуточных микроструктур в зоне сварного соединения, является первостепенной задачей.

Одним из инструментов, который может быть использован для исследования структур, является сканирующая туннельная микроскопия (СТМ) [3]. Вследствие трехмерного характера данных и высокого латерального и вертикального разрешения методы СТМ позволяют с нанометровой точностью определять размеры элементов структуры, перепады высот и характеристики внутрифазных и межфазных границ и др.

В связи с этим, целью настоящей работы является исследование структур промежуточного превращения в лазерных сварных швах низкоуглеродистой стали с помощью сканирующей туннельной микроскопии.

В работе для сварки использовали низкоуглеродистую, малолегированную трубную сталь класса прочности X80. Заготовки стали X80 были поставлены после контролируемой продольной прокатки с окончанием прокатки в $(\gamma+\alpha)$ -области, ускоренным охлаждением до температур бейнитного превращения и последующим охлаждением на воздухе.

Лазерная сварка пластин осуществлялась на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-1», включающем непрерывный СО₂-лазер с мощностью до 8 кВт. Для защиты сварного шва и корня шва использовался инертный газ (гелий). Сварные соединения получали на пластинах толщиной 8 мм при заглублении фокуса внутрь листа в режиме кинжального проплавления. Мощность лазерного излучения составляла 3 кВт, скорость сварки – 8 мм/мин, заглубление фокуса – 10 мм от верхней поверхности листа.

Микроструктурные исследования проводили с помощью оптического микроскопа марки Zeiss Axiovert. Травление шлифов для выявления границ зерен проводили в 3% спиртовом растворе HNO₃. Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью микротвердомера ПМТ-3 с нагрузкой 100 г. СТМ-исследования проводили на приборе СММ-2000Т в режиме постоянного тока. Анализ морфологии поверхности проводили по двумерным и трехмерным СТМ-изображениям, исследовали профили элементов структур промежуточного превращения, а также характеристики их шероховатости. Относительную энергию границ зерен оценивали с помощью измерения двугранного угла канавки травления по методике, впервые предложенной в работе Маллинса [4].

Микроструктурный анализ в зоне сплавления сварного шва свидетельствует о формировании смешанного типа структур. В зоне сплавления выявлены участки пакетного реечного и пластинчатого мартенсита. Кроме этого, в структуре обнаружены участки бейнита, который представлен игольчатым ферритом (рис. 1, а), реечным бейнитом (рис. 1, в), бейнитным ферритом. Игольчатый феррит имеет сложную переплетенную пакетную

конфигурацию (рис. 1, а). По полученным СТМ-изображениям были построены профили перпендикуляров к границам пластин (рис. 1, б) и проведена оценка энергии границ пластин и субпластин игольчатого феррита. Установлено, что относительная энергия границ пластин игольчатого феррита варьируется в интервале $\gamma = (0,55 - 0,85)$ со средним значением $\gamma \approx 0,7$. Значения энергии $\gamma > 0,5$ характерны для высокоугловых границ зерен. Относительная энергия границ субпластин составляет $\gamma = (0,2 - 0,6)$ и близка к энергии малоугловых границ.

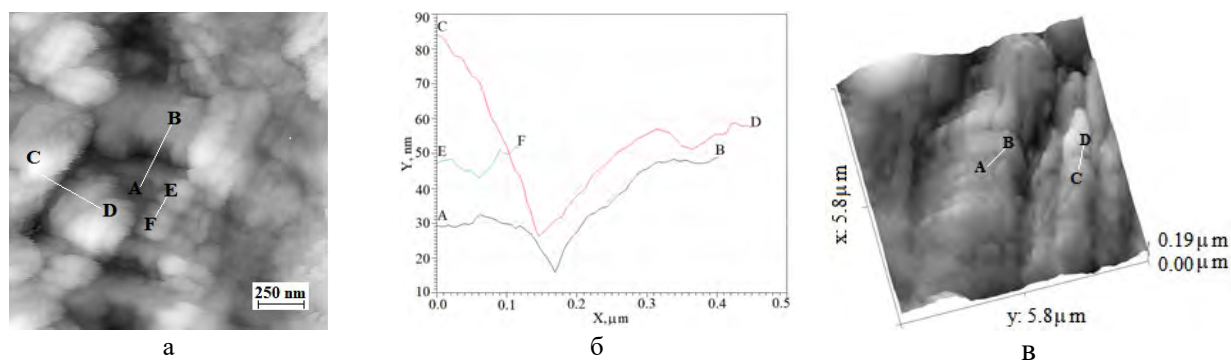


Рис. 1. СТМ-изображение структуры игольчатого феррита (а), профили перпендикуляров к границам пластин (б), изображение реечного бейнита (в)

Рейки в реечном бейните имеют заостренную форму и накладываются одна на другую, образуя ступенчатую морфологию (рис. 1, в). Подобное образование пакета реечного бейнита может быть охарактеризовано двумя процессами - независимым зарождением пластин бейнита на границе бывшего аустенитного зерна и последующим автокаталитическим зарождением на уже существующих зародышах. Пластинки реечного бейнита имеют сложную внутреннюю структуру, разбиты субграницами (отмечены линиями АВ и CD, рис. 1, в), что свидетельствует о дислокационном характере формирования реечного бейнита. Пластина зарождается на границе аустенитного зерна и растет с определенной скоростью, прежде чем ее рост будет подавлен пластической деформацией внутри аустенита. Затем на его кончике зарождаются новые субъединицы и, по мере продолжения этого процесса, формируется структура пакета. Таким образом, общая скорость роста бейнитной колонии меньше, чем у отдельной субъединицы, поскольку существует интервал между образованием последовательных субъединиц. Интервал относительных энергий в реечном бейните уже и смещен в область низких энергий $\gamma = (0,3 - 0,7)$, чем подобный интервал для структуры игольчатого феррита.

Показано, что метод СТМ позволяет проводить качественную и количественную оценку морфологических особенностей структур промежуточного превращения в сварных соединениях.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Laser welding of dual-phase steels with different silicon contents: Phase evolutions, microstructural observations, mechanical properties, and fracture behavior / H. Mostaan, P. Saeedpour, H. Ahmadi, A. Nouri // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – Vol. 811. – P.140974. – DOI:10.1016/j.msea.2021.140974.
2. Microstructure of intercritical heat affected zone and toughness of microalloyed steel laser welds / L.S. Derevyagina, A.I. Gordienko, A.M. Orishich, A.G. Malikov, N.S. Surikova, M.N. Volochaev. // Mater. Sci. Eng. A. – 2020. – Vol. 770. – P. 138522. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138522.
3. Phases quantification in DP600 steel welded by GTAW process using SEM and atomic force microscopy / G.Y. P. Medina, E. H. Delgado, A. F. M. Pérez, H. L. Ferreira // Materials Research. – 2017. – Vol. 20, №5. – P.1161-1165. – DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0172.
4. Theory of thermal grooving/ W.W. Mullins // J. Appl.Phys. – 1957. – Vol. 28. – P.333-339. – DOI:10.1063/1/1722742.

ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИОНИРУЮЩЕЙ СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Кондратьев Н.С., Трусов П.В., Балдин М.Н.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Технологические процессы обработки металлов и сплавов давлением, широко используемые в металлургической и машиностроительной промышленности, часто являются многостадийными, где интенсивная пластическая деформация чередуется с термической обработкой [1]. Целью создания сложных термомеханических режимов обработки обычно является формирование требуемой структуры материала, обеспечивающих необходимые физико-механические и эксплуатационные свойства изделий. Проблема контроля микроструктуры при этой обработке является ключевой и актуальной для инженерии и науки о строении материалов [2]. С точки зрения эволюции зеренной структуры наиболее существенные изменения происходят в результате рекристаллизации, которая заключается в образовании малодефектных зерен в деформированном материале и последующей миграции высокоугловых границ (или их участков), движущей силой которой является энергия, запасенная на образующихся при неупругом деформировании дефектах [3]. В результате рекристаллизации изменяется форма, размеры, ориентация кристаллографической системы координат новых зерен. В исследовании рекристаллизации одной из центральных проблем является понимание физики процессов образования зародышей [3]. Как правило, предпочтительные места образования последних – это области кристалла с резкой сменой ориентации (границы зерен, двойников, переходные полосы, стыки полос деформации) [4]. Рекристаллизацию сопровождает эволюция тонкой субзеренной структуры в результате сопутствующего действия возврата, который реализуется наиболее интенсивно в материалах с высокой энергией дефекта упаковки. В работе рассматривается проблема влияния эволюции субзеренной структуры в результате миграции малоугловой границы и коалесценции на образование зародышей рекристаллизации при термомеханических воздействиях. Для решения сформулированной проблемы используется аппарат многоуровневого моделирования с внутренними переменными, являющийся перспективным «инструментом» для разработки режимов получения материалов с заданной структурой [5]. Применяется модифицированная для учета локального взаимодействия кристаллитов статистическая многоуровневая модель, позволяющая в явном виде рассмотреть динамическую рекристаллизацию и возврат. Представлены результаты моделирования поведения представительного объема поликристаллов, исследуется влияние температуры, скорости деформации, субзеренной структуры на формирование и развитие зародышей рекристаллизации вблизи произвольных и специальных межзеренных границы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 94. – P. 174-242. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.
2. Callister Jr W.D., Rethwisch D.G. Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach. – New York, John Wiley & Sons, 2020. – 960 p.
3. Rollett A., Rohrer G. S., Humphreys J. Recrystallization and related annealing phenomena. – Oxford: Elsevier, 2017. – 734 p.
4. 4D microstructural evolution in a heavily deformed ferritic alloy: A new perspective in recrystallisation studies / C. Yildirim, N. Mavrikakis, P.K. Cook, R. Rodriguez-Lamas, M. Kutsal, H.F. Poulsen, and C. Detlefs // Scr. Mater. – 2022. – Vol. 214. – P. 114689. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2022.114689.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ И КОЛИЧЕСТВА ПРОХОДОВ ИНДЕНТОРА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ AISI 304

Кузнецов В.П., Косарева А.В., Карабаналов М.С., Воронцов И.А., Скоробогатов А.С.
ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург

Хромоникелевые стали аустенитного класса, в частности, сталь AISI 304, находят широкое применение в химической, нефтегазовой и пищевой промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости и технологичности. Однако они имеют существенный недостаток, заключающийся в низких прочностных характеристиках, которые не могут быть в значительной степени улучшены посредством термической обработки. Данный факт является существенным ограничением применяемости данных сталей в ответственных узлах машин, работающих в условиях повышенного фрикционного нагружения. Упрочнение таких сталей может быть достигнуто за счет уменьшения размеров зерен и формирования дислокационных построений внутри зерен. Подобные эффекты могут быть достигнуты путем активизации механизмов дислокационного и зернограницного упрочнения за счет интенсивной пластической деформации.

В работе [1] установлено, что алмазное выглаживание стали AISI 304 обеспечивает существенное повышение её усталостной прочности. Однако в работе исследован процесс выглаживания только с точки зрения сглаживания шероховатости поверхности. Подходящей технологией получения деталей с повышенными эксплуатационными характеристиками, основанной на интенсивной пластической деформации материала, может являться наноструктурирующее выглаживание [2]. Однако применение наноструктурирующего выглаживания к упрочнению хромоникелевых сталей аустенитного класса недостаточно изучено в вопросах влияния количества проходов и скорости скольжения инструмента.

Исследование выполнено на образцах круглого проката из стали AISI 304 диаметром 100 мм толщиной 20 мм. Предварительно образцы были подвергнуты закалке при температуре 1050 °С с последующим охлаждением на воду и токарной обработке. Выглаживание выполнено индентором с полусферическим индентором радиусом 2 мм из природного алмаза. Экспериментальное исследование выполнено на станке Takisawa EX-130. Скорость скольжения изменялась в диапазоне от 40 м/мин до 360 м/мин с интервалом 40 единиц. Образцы обрабатывались при 3 и 5 последовательных прохода инструмента в условиях непрерывной подачи смазочно-охлаждающей технологической среды в рабочую зону.

После поверхностно-пластической деформации из дисков были вырезаны косые шлифы под углом 19°30'. На подготовленных образцах проведено исследование структуры поверхностного слоя по средствам растровой электронной микроскопии и измерение микротвердости по глубине образца с шагом ~3,3 мкм (до глубины 170 мкм).

Полученные результаты показывают существенное влияние количества прохода и скорости скольжения инструмента микротвердость поверхностного слоя (рис. 1). Так, при трех проходах на скорости 80 м/мин наблюдается максимальное упрочнение поверхности с исходных 190...300 HV_{0,05} после токарной обработки до 400...460 HV_{0,05} на глубине до 50 мкм. При этом с увеличением скорости при трех проходах наблюдается снижение микротвердости. С другой стороны, при пяти проходах вне зависимости от скорости скольжения индентора наблюдается одинаковый уровень упрочнения до 410...470 HV_{0,05}.

На основе визуального анализа снимков микроструктуры поверхностного слоя, полученных методом растровой электронной микроскопии установлено, что как при трех, так и при пяти проходах алмазного индентора повышение скорости скольжения способствует увеличению толщины слоя с наиболее дисперсной структурой, выделенной на снимках пунктирной линией (рис. 2).

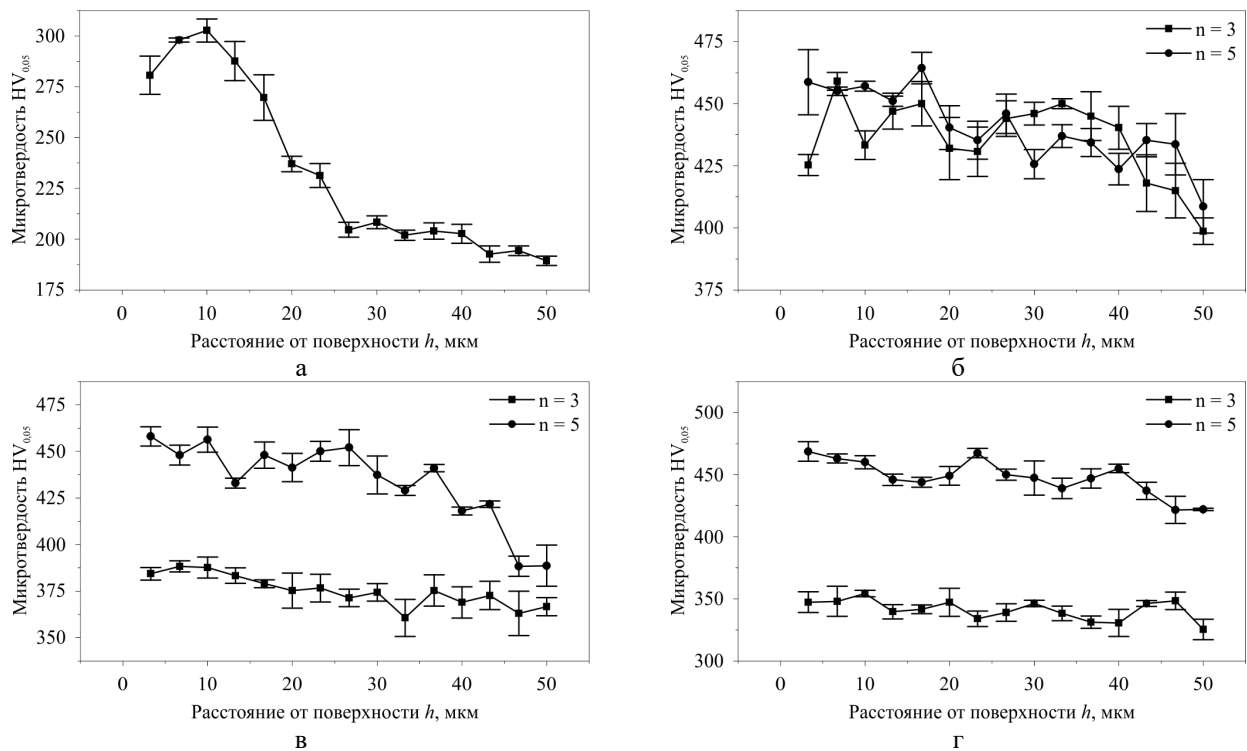


Рис. 1. Изменение микротвердости по глубине поверхностного слоя после токарной обработки (а) и после выглаживания со скоростью 80 м/мин (б), 160 м/мин (в) и 240 м/мин (г)

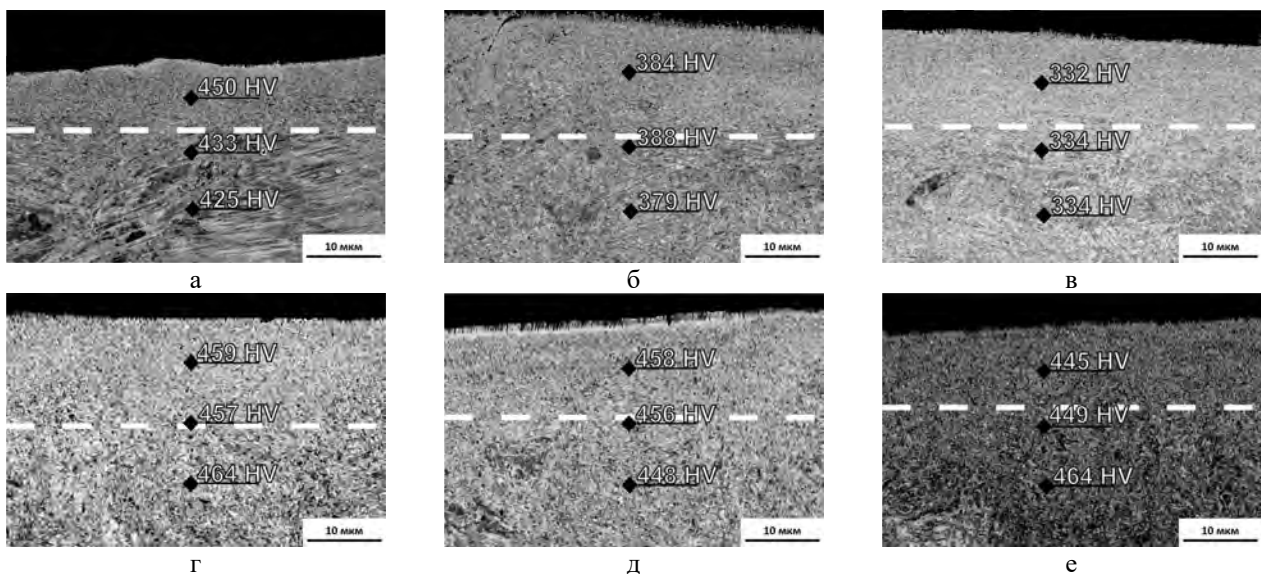


Рис. 2. Снимки микроструктуры тонкого поверхностного слоя стали AISI 304 после выглаживания с тремя проходами (а-в) и пятью проходами (г-е) инструмента при скорости скольжения 80 м/мин (а, г), 160 м/мин (б, д) и 240 м/мин (в, е)

Таким образом, установлено, что при пяти проходах индентора скорость скольжения может быть увеличена до 240 м/мин при сохранении стабильно высокой микротвердости поверхности, в то время как при трех проходах скорость не может быть выше 80 м/мин.

1. Impact of Ball Burnished Regular Reliefs on Fatigue Life of AISI 304 and 316L Austenitic Stainless Steels/ S. Slavov, D. Dimitrov, M. Konsulova-Bakalova, D. Vasileva // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 25–29. – DOI: 10.3390/ma14102529.
2. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel/ V. P. Kuznetsov, Y. U. Smolin, A. I. Dmitriev, S. I. Tarasov, V. G. Gorgots // Surf and Coat. Technol. – 2016. – Vol. 14. – P. 171–174. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045.

НАБЛЮДЕНИЕ НИЖНЕГО БЕЙНИТА С МИДРИБОМ В ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА ТРУБНОЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ

Кузнецов П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Бейнитные структуры, образующиеся в сталях в промежуточном интервале температур между мартенситным и перлитным превращением, способны придать стали высокие механические свойств, такие как прочность, пластичность, ударная вязкость, поэтому, несомненно, представляют практический интерес [1]. С другой стороны, бейнитные структуры проявляет общие черты, как для диффузионно-контролируемого, так и для бездиффузионного, мартенситного превращений, поэтому принципиальный вопрос о механизме образования бейнита, до настоящего времени, остается дискуссионным. В частности, обсуждаются такие вопросы бейнитного превращения, как механизм образования ферритной составляющей, детали процесса карбидообразования, а также особенности морфологии структуры [1, 2].

Бейнит, образующийся при непрерывном охлаждении в низкоуглеродистых сталях, в отличие от верхнего или нижнего бейнита, образованного изотермически, проявляет множество различных тонких морфологических особенностей [3], исследование которых требует применения высокоразрешающих методов.

В настоящей работе с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) исследована электродуговая наплавка с добавкой 0.2 масс % карбонитридов титана на подложку из низкоуглеродистой низколегированной трубной стали 09Г2С. Микроструктура наплавки была выявлена с помощью химического травления ниталем (5% спиртового раствора азотной кислоты). С помощью СТМ в наплавке обнаружена игольчатая структура, результаты исследования которой, частично изложены в [4]. Анализ СТМ изображений игольчатой структуры выявил ряд морфологических особенностей, которые позволили идентифицировать ее как субъединицу нижнего бейнита [4].

В настоящей работе приводятся новые данные, полученные при дополнительном анализе СТМ изображений бейнитной структуры, которые позволили выявить еще одну интересную морфологическую особенность. Выявленная особенность проявляется как тонкая жилка в центральной части ферритной пластинки, которая отличается от остальной части ферритной матрицы. На рис. 1а показано трехмерное СТМ изображение тонкой части субъединицы нижнего бейнита вблизи острия, а на рис. 1б показаны три поперечных сечения вдоль направлений, показанных отрезками линий а-а', б-б' и в-в' на рис. 1а.

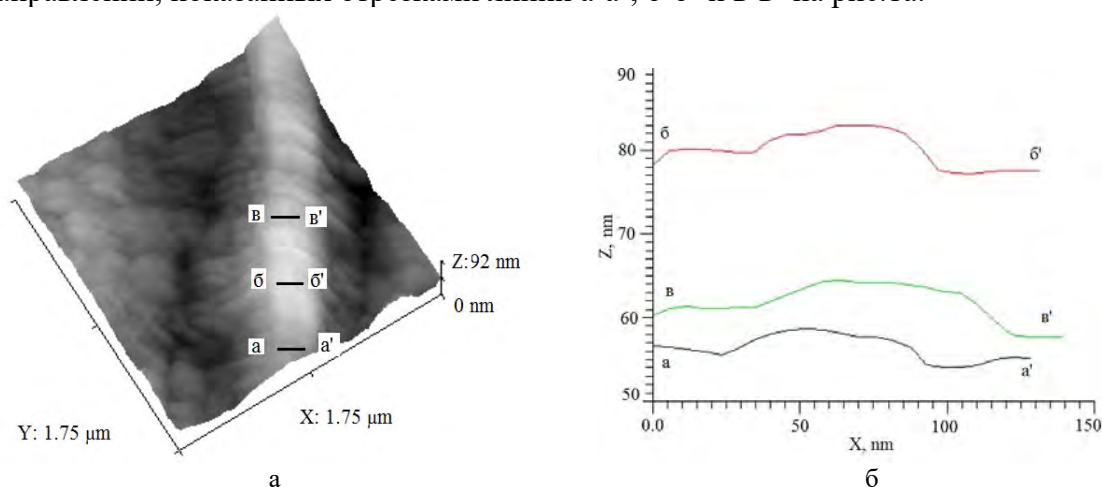


Рис.1. Трехмерное СТМ изображение тонкой части субъединицы нижнего бейнита с мидрибом (а), профили поперечных сечений вдоль направлений, показанных отрезками линий а-а', б-б', в-в' на рис. 1а (б)

Как видно на рис. 1а в верхней части субъединицы вдоль направления ее роста наблюдается тонкая полоска. Ширина полоски на поперечных сечениях составляет $\sim(50\div70)$

нм и она возвышается примерно на 3-5 нм над уровнем окружающей ферритной матрицы (рис.16). Этот результат свидетельствует о том, что скорость травления полоски ниталем была меньше, чем скорость травления бейнитного феррита субъединицы.

Тонкие полоски, называемые мидрибом, часто наблюдали в средней части линзообразных пластин мартенсита, что считалось одной из субструктурных особенностей, отличающих мартенсит этого типа [5]. Считалось [5,6], что мидриб является первой областью образования фазы продукта, а плоскость средней жилки является плоскостью габитуса, в которой происходит зарождение сдвигового превращения. Позднее среднюю жилку наблюдали при образовании бейнита в ферросплавах в результате изотермического отжига и были выдвинули различные предположения о ее происхождении [7-9].

Анализ поперечных сечений СТМ изображений показал, что верхние части профилей поперечного сечения субъединицы имеют тентообразную форму, а в нижней части сечений наблюдаются широкое основание, которое образовано тонкой субструктурой на боковых сторонах субъединицы [4]. В настоящей работе сделана оценка углов наклона профилей поперечных сечений в верхней части субъединицы с левой и с правой стороны. Оценка показала, что значения углов лежат в пределах 22° – 25° . Эти значения находятся в интервале углов от 15° до 25° , образующихся на первоначально полированных поверхностях образцов в сплаве Fe-C при сдвиговом механизме образования феррита [10] и значительно больше значений углов от 8° до 11° для тентообразного рельефа, соответствующего диффузионному уступоподобному росту феррита [11].

Полученные результаты анализируются с учетом возможности нитала растворять различные фазы и выявлять их типичную морфологию, влияния различных ориентаций феррита на скорость травления, а также с учетом результатов исследования бейнита с мидрибом с помощью просвечивающей электронной микроскопии и полевой ионной микроскопии/атомного зонда. Проведенный анализ показывает, что наблюдаемые с помощью СТМ морфологические особенности бейнитной субъединицы свидетельствуют в пользу сдвигового механизма ее образования.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW- 2021-0009.

1. Bhadeshia H. K. D. H. Bainite in Steels. – London: Institute of Materials, 2001. – 478 pp.
2. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева, А.А. Круглова, Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 26-38.
3. Thompson S.W., Colvin D.J., Krauss G. Continuous Cooling Transformations and Microstructures in a Low-Carbon, High-Strength Low-Alloy Plate Steel // Metallurgical Transactions A. – 1990. – Vol. 21a. – P. 1493-1507.
4. Kuznetsov P., Galchenko N., Pochivalov Y. Scanning Tunneling Microscopy of Intermediate Transformation Structures in Electric Arc Surfacing Modified with Titanium Carbonitrides on Pipe Steel // Crystals. – 2023. – Vol. 13, №146. –P. 14
5. Maki T., Tamura I. Forms and Internal Structures of Ferrous Martensite // Bull. Japan Inst. Metals. – 1974. – Vol. 13, №. 5. – P. 329 – 339.
6. Bilby B. A., Christian J. W. The crystallography of martensitic transformations // J. Iron Steel Inst. – 1961. – Vol. 197. – P. 122-131.
7. Sun J., Lu H., Kang M. The Nature of Lower Bainite Midrib // Metallurgical Transactions A. – 1992. – Vol. 23a. – P. 2483 –2490.
8. Phase Transformation Unit Of Bainitic Ferrite And Its Surface Relief .In Low And Medium Carbon Alloy Steels / D. Yu, D. Chen, J. Zheng, Y. He, F. Shen // Acta Metall. Sinica. – 1989. – Vol. 2A, №3. – P. 161-167.
9. Spanos G., Fang H.S., Aaronson H.I. A Mechanism for the Formation of Lower Bainite // Metall. Trans. A. – 1990. Vol. 21A. – P. 1381-1390.
10. Watson J.D., McDougall P.G. The Crystallography Of Widmanstetten Ferrite // Acta Metall. – 1973. – Vol. 21. – P. 961 – 973.
11. Hall M.G., Aaronson H.I. Formation of Invariant Plane-Strain and Tent-Shaped Surface Reliefs by the Diffusional Ledge Mechanism // Metallurgical And Materials Transactions A. – 1994. – Vol. 25a. – P. 1923 – 1931.

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ МЕДИ НА ОСНОВЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ИНЖЕНЕРИИ

^{1,2}Кузнецов П.В., ¹Козлова Т.В., ¹Бурлаченко А.Г., ¹Мишин И.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В последние десятилетия в материаловедении широкое распространение получила концепция зернограничного конструирования (в английской терминологии grain boundary engineering - GBE), предложенная в 1984 г. Ватанабе [1]. В рамках этой концепции процесс получения поликристаллического материала выстраивается таким образом, чтобы создать оптимизированную структуру с повышенным содержанием специальных границ, обладающих особыми свойствами, с целью достижения в материале требуемых механических свойств [2]. В настоящей работе подход зернограничного конструирования реализован на примере поликристаллической меди, которая подвергалась специальной многоступенчатой термомеханической обработке.

Прутки поликристаллической меди марки М1 с исходным диаметром 20 мм прокатывали на стане с ручьевыми вальцами квадратного сечения. В результате такой обработки получали прутки с поперечным сечением около 100 мм². Величина истинной логарифмической деформации ($\epsilon_{\text{ист}} = \ln(D/d)$) составила $\epsilon_{\text{ист}} \sim 0,57$, коэффициент вытяжки ($K_v = (D/d)^2$ (D – исходный диаметр, а d – конечный диаметр заготовки)) $K_v \sim 2,89$. Прутки подвергали рекристаллизационному отжигу при температуре 450-550° С в течение 20-30 минут, а затем подвергали многоцикловой термомеханической обработке, включающей прокатку до умеренных степеней деформации $\sim 20\%$ и последующего отжига при относительно высокой температуре $\sim 500^\circ$ С в течение очень короткого времени, чтобы не допустить значительного роста зерен. В результате обработки получена структура с высокой долей особых границ, которая составляет не менее 60 %, средний размер зерна ~ 30 мкм.

Из полученных прутков вырезали образцы в форме двойной лопатки с площадью поперечного сечения 2x1 мм² и длиной рабочей части 10 мм для механических испытаний активным растяжением, которое проводили на испытательной машине INSTRON 5582. Для удаления воздействий искровой резки все поверхности образцов шлифовали на абразивном материале различной зернистости и подвергали электролитической полировке в смеси ортофосфорной и фтористоводородной кислоты в соотношении 9.5:0.5.

Качественный анализ топологии границ проводили на металлографических изображениях, полученных с помощью оптического микроскопа Альтами MET 1M, а количественный характеристику распределений границ зерен по разориентациям с помощью электронного сканирующего микроскопа Thermo Fisher Scientific Apreo S LoVac с аналитическим EDS+EBSD комплексом.

Измерение микротвердости показали, что после прокатки прутки имеют слоистое строение - в периферийных областях прутков материал упрочняется сильнее, чем в центральной зоне. Это приводит к неоднородности структуры после рекристаллизационного отжига – например, средний размер зерна в образцах после отжига при температуре $T \sim 550^\circ$ С в течение 20 минут в периферийной области составил ~ 20 мкм, а в центральной зоне ~ 28 мкм. Однако, несмотря на отмеченную неоднородность, доля двойниковых границ в структуре образцов меди высока и составляет: в центральной зоне около 50% от числа границ общего типа, а в периферийной области ~ 45 %.

В структуре образцов в процессе отжига после ручьевого прокатки формируются специальные границы, которые можно выявить по результатам анализа топографии границ на оптических изображениях [3]. На рис. 1 приведено в качестве примера оптическое изображение структуры, полученной в результате отжига образца меди при температуре $T \sim 550^\circ$ С в течение 20 минут после ручьевого прокатки. Как видно (рис.1), в структуре меди наблюдается большая доля двойников отжига, зигзагообразных фасеток, границ с пониженной травимостью, тройные стыки с противолежащими углами, близкими к 180° ,

четверные стыки. Сочетание или чёткое проявление одного или двух из указанных признаков с высокой степенью вероятности указывает на принадлежность данной границы к низкоэнергетическим (специальным) [3].

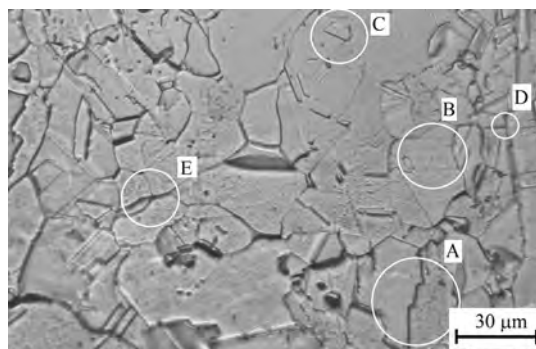


Рис. 1. Оптическое изображение структуры образца меди, полученной в результате отжига при температуре $T \sim 550^\circ\text{C}$ в течение 20 минут после ручьевого прокатки до величины истинной деформации $\epsilon_{\text{ист}} \sim 0,57$

Типичный случай специальной границы зерна, содержащей фасетки, параллельные друг другу виден в области А, обозначенной светлым кружком на рис. 1. Подобные фасетки на границе зерна прямо указывают на значительную анизотропию поверхностной энергии этой границы и её зависимость от пространственной ориентации относительно РСУ [3]. Параллельные друг друга фасетки с пониженной травимостью наблюдаются в области В на рис.1. Сочетание фасеточного строения и пониженной травимости однозначно свидетельствует о низкой удельной поверхностной энергии границ и их принадлежности к специальному типу [3]. В области С наблюдаются специальные границы $\Sigma 3$ так называемого «висячего» двойника отжига, протяженные стороны которого параллельны друг другу, а короткая сторона примыкает к соседнему зерну [3]. В тройном стыке границ в области D на рис. 1, угол между двумя границами близок к 180° , что означает, что эти границы не оказывают значительного натяжения. Это прямо свидетельствует о низкой удельной поверхностной энергии связанной с ними границы. В области Е наблюдается четверной стык, в котором противолежащий угол одной из границ также близок к 180° , она имеет низкую поверхностную энергию и относится к специальным границам $\Sigma 3$, потому, что границы, образующие угол 180° не оказывают значительного натяжения.

Качественный анализ характера границ по оптическим изображениям, подтверждается количественной характеристикой характера распределения границ по разориентациям с помощью метода EBSD. Проводится сравнение результатов механических испытаний образцов с сопоставимыми средними размерами зерна, полученными в результате традиционной обработки, включающей прокатку до степени истинной деформации $\epsilon_{\text{ист.}} \sim 0,2$ и последующего рекристаллизационного отжига и образцов с оптимизированной структурой, с повышенным содержанием специальных границ. Обсуждается влияние специальных границ на механические свойства поликристаллической меди с оптимизированной структурой.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW- 2021-0009.

1. Watanabe T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals // Res. Mechanica. – 1984. – Vol. 11. – P. 47–84.
2. Palumbo G., Lehockey E. M., Lin P. Applications for grain boundary engineered materials // JOM. – 1998. – Vol. 50. – P. 40–43. – DOI:10.1007/s11837-998-0248-z.
3. Сухомлин Г.Д. Специальные границы в феррите низкоуглеродистых сталей // Металлофиз. новейшие технол. – 2013. – Т. 35, № 9. – С. 1237—1249.

СЛОИСТЫЙ МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЙ КОМПОЗИТ Ti-Al₃Ti С КУБИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ СЕРЕБРОМ

¹Лазуренко Д.В., ^{1,2}Есиков М.А., ³Петров И.Ю.

¹Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

²Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

³Новосибирский государственный университет, Новосибирск

Несмотря на то, что слоистые композиционные материалы типа Ti-Al₃Ti исследуются уже на протяжении двух десятилетий, они все еще не находят широкого применения в промышленном производстве. Хотя их удельные свойства во многом выгодно отличаются от свойств монолитных материалов, например, с позиции жесткости, твердости и динамической прочности [1], особенности их разрушения свидетельствуют о низкой надежности материалов такого типа. Это связано с повышенной хрупкостью интерметаллидной фазы Al₃Ti, характеризующейся отсутствием запаса пластичности. Анализ особенностей разрушения образцов, изготовленных из материалов такого типа, показал, что трещины распространяются в основном в интерметаллидном слое или продвигаются вдоль него, что способствует расслоению материала [2].

В большом количестве исследований предпринимались попытки по улучшению трещиностойкости слоистых композитов Ti-Al₃Ti. Многие из них связаны с добавлением в композит частиц третьей фазы (Al₂O₃, SiC, NiTi, Mo, C и др.) [3-6]. Наши исследования связаны с использованием альтернативного подхода, основанного на увеличении пластичности триалюминид титана путем стабилизации его более симметричной модификации (L1₂) [7].

Стабилизация L1₂ структуры достигается добавлением в триалюминид титана 8 – 12 ат. % переходного металла. Анализ ряда тройных систем Ti-Al-X, где X = Fe, Mn, Co, Cr, Ni, Zn, Au, Ag, Pd или Pt, показал, что серебро является одним из наиболее эффективных стабилизаторов L1₂ структуры интерметаллидной фазы, входящей в состав композиционного материала [8]. В данной работе проводился детальный анализ процессов фазообразования при спекании трехкомпонентной заготовки Ti-Al-Ag с использованием дифракции рентгеновского синхротронного излучения в режиме *in situ*. На основании полученных данных были выбраны режимы формирования слоистого материала типа Ti-Ti(Al_{1-x}Ag_x)₃ методом электроискрового спекания, а также были изучены его структурные особенности и дана оценка эффекта, который оказывает модифицирование структуры триалюминид титана на свойства материала и особенности распространения трещины при внешнем нагружении.

В процессе дифракционного анализа образец, состоящий из смеси порошков титана, алюминия и серебра, нагревали до 1250 °С в инертной атмосфере. Дифракционные картины фиксировали с шагом в ~ 2 °С. Было установлено, что реакции в системе начинаются при температуре ~ 610 °С со взаимодействия титана и алюминия, приводящего к образованию Al₃Ti со структурой D0₂₂. Реакция продолжается до 700 °С, после чего серебро, растворенное в жидком алюминии, начинает замещать алюминий в решетке триалюминид титана, модифицируя его структуру. Накопление L1₂ (Ti(Al_{1-x}Ag_x)₃) фазы в системе продолжается до 930 °С. Вместе с тем в образце формируются побочные продукты – обогащенные титаном алюминиды. Дальнейшее повышение температуры приводит к разложению L1₂ фазы и накоплению в образце TiAl и Ti₃Al, которые сохраняются после охлаждения.

На основании проведенного анализа была выбрана температура формирования слоистого композита типа Ti-Ti (Al_{1-x}Ag_x)₃. Поскольку максимальная доля L1₂ фазы в материале соответствует 930 °С, а доли других фаз при этой температуре еще не достигают максимума, рациональным является спекание при указанной температуре.

Электроискровое спекание многослойного композита проводили на установке LABOX-1575. В качестве исходных заготовок использовали фольги алюминия и титана и порошок серебра. Структурно-фазовый анализ показал, что в результате спекания сформировался

материал, состоящий из слоев титана и алюминид титана со структурой L1₂. В центральной части интерметаллидного слоя и по границам зерен были зафиксированы выделения, обогащенные серебром и алюминием.

Методом трехточечного изгиба были определены прочностные характеристики и трещиностойкость композита с модифицированной интерметаллидной составляющей и образца сравнения, содержащего триалюминид титана с тетрагональной решеткой. Испытания показали, что прочность композитов с модифицированным и немодифицированным триалюминидом титана практически не отличается. Однако трещиностойкость материала Ti-Ti(Al_{1-x}Ag_x)₃ оказалась более чем на 60 % выше, по сравнению с трещиностойкостью композита с тетрагональным триалюминидом титана. Анализ особенностей разрушения исследуемого материала и образца сравнения позволил заключить, что вклад в увеличение вязкости разрушения слоистого композита с прослойками L1₂ фазы вносят в совокупности два фактора. Первый состоит в увеличении пластичности триалюминид титана за счет модифицирования его кристаллической структуры. Триалюминид титана с решеткой типа L1₂ в гораздо меньшей степени склонен к образованию множественных трещин, что предотвращает преждевременное разрушение интерметаллидного слоя. С другой стороны, формирование включений Ag-Al на межзеренных границах вносит дополнительный вклад в повышение вязкости разрушения. Являясь слабой частью, они разрушаются в первую очередь при приложении нагрузки, что способствует отклонению трещины от ее основной траектории. Однако, включения такого типа также могут оказать негативное воздействие на свойства композита, вызывая его расслоение.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FSUN-2020-0014) «Исследование метастабильных структур, формируемых на поверхностях и границах раздела материалов при экстремальном внешнем воздействии»

Структурные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов», НГТУ.

Синхротронные исследования выполнены на линии P07 Немецкого электронного синхротрона (DESY) в апреле 2019 г.

1. Vecchio K.S. Synthetic multifunctional metallic-intermetallic laminate composites // JOM. – 2005. – Vol. 57. – P. 25-31.
2. Resistance-curve and fracture behavior of Ti-Al₃Ti metallic-intermetallic laminate (MIL) composites / A. Rohatgi, D.J. Harach, K.S. Vecchio, K.P. Harvey // Acta Mater. – 2003. – Vol. 51 – P. 2933-2957.
3. Microstructure evolution and fracture behavior of innovative Ti-(SiCf/Al₃Ti) laminated composites / C. Lin, F. Jiang, Y. Han, E. Wang, D. Yuan, C. Guo // J. Alloy. Compd. – 2018. – Vol. 743 – P. 52-62.
4. Microstructure and mechanical properties of superelastic niti fiber reinforced NiTi/(Al₃Ti+Al₃Ni) metal-intermetallic laminated (sfr-MIL) composites / F. Kang, X. Zhang, F. Zhang, E. Wang, Y. Cao, W. Jiang, L. Wang, Y. Han, C. Lin // Mater. Res. Express. – 2021. – Vol. 8.
5. Continuous mo fiber reinforced Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminated composites / Y. Chang, Z. Wang, X. Li, Z. Leng, C. Guo, Z. Niu, F. Jiang // Intermetallics. – 2019. – Vol. 112.
6. Continuous carbon fiber reinforced Ti/Al₃Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composites fabricated using ultrasonic consolidation assisted hot pressing sintering / F. Jiao, M. Liu, F. Jiang, J. Zhao, P. Li, Z. Wang // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – Vol. 765. – Art. 138255.
7. Synthesis of metal-intermetallic laminate (mil) composites with modified Al₃Ti structure and in situ synchrotron X-ray diffraction analysis of sintering process / D.V. Lazurenko, I.A. Bataev, V.I. Mali, A.M. Jorge, A. Stark, F. Pyczak, T.S. Ogneva, I.N. Maliutina // Mater. Design. – 2018. – Vol. 151. – P. 8-16.
8. In situ synchrotron X-ray diffraction study of reaction routes in Ti-Al₃Ti-based composites: The effect of transition metals on L1₂ structure stabilization / D.V. Lazurenko, V.V. Lozanov, A. Stark, F. Pyczak, A.A. Ruktuev, K.I. Emurlaev, L. Song, I.A. Bataev, V.I. Ivanov, T.S. Ogneva et al. // J. Alloy. Compd. – 2021. – Vol. 875.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРЕССОВАНИЕМ

^{1,2}Линник В.В., ²Полехина Н.А., ²Литовченко И.Ю.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время благодаря высокому уровню теплопроводности и коррозионной стойкости, а также низкой склонности к радиационному набуханию, малоактивируемые 12 %-ные хромистые ферритно-мартенситные стали рассматриваются в качестве перспективных конструкционных материалов для ядерных реакторов нового поколения [1-5]. Использование термических (ТО) и термомеханических обработок (ТМО) позволяет модифицировать микроструктуру и повысить прочностных свойства конструкционных сталей, что способствует расширению рабочего температурного диапазона активной зоны ядерного реактора.

Одним из перспективных российских представителей реакторных сталей является 12 %-ная хромистая ферритно-мартенситная сталь ЭК-181. Традиционная термическая обработка (ТТО) такой стали заключается в нормализации при 1100 °С и высокотемпературном отпуске при 720 °С [6, 7]. После ТТО микроструктура стали ЭК-181 представлена ламелями мартенсита, средней шириной 0.7 мкм. По границам ламелей располагаются грубодисперсные карбиды $M_{23}C_6$ на основе хрома. В микроструктуре также наблюдаются мелкодисперсные частицы типа MX (где М – V, Mo; X – C, N). Плотность дислокаций стали ЭК-181 в состоянии после традиционной термообработки достигает $3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Предел текучести стали ЭК-181 после ТТО при комнатной температуре составляет 740 МПа, предел прочности – 860 МПа. При температуре испытаний 650 °С предел текучести достигает 310 МПа, предел прочности – 340 МПа.

Для повышения прочностных свойств стали в настоящей работе предложен режим термомеханической обработки, включающий теплую деформацию прессованием при 720 °С в области существования α -фазы. Такая обработка направлена на измельчение структуры стали с целью увеличения эффективности субструктурного и зернограницного механизмов упрочнения.

Термомеханическая обработка заключалась в теплом прессовании после ТТО стальных заготовок размерами 26,5х15х15 с однократной сменой оси деформации при температуре 720 °С. Начальная скорость деформации при прессовании составляла 10^{-2} с^{-1} . За одну осадку заготовку деформировали на ~ 50 %. Суммарная накопленная деформация составила $\epsilon \sim 1,3$.

Исследование микроструктуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 (ускоряющее напряжение 200 кВ). Тонкие фольги получали методом электрополировки в растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте. Механические испытания осуществлялись методом активного растяжения при температурах 20 и 650 °С. Микротвердость стали измеряли с помощью микротвердомера AFFRI DM 8.

Предложенный режим термомеханической обработки приводит к формированию неравноосных фрагментов мартенситных ламелей, средние значения ширины которых составляют 280 нм, длины – 850 нм. Плотность дислокаций достигает значений $(5 - 9) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

После деформации прессованием наблюдается возрастание прочностных свойств стали ЭК-181 при комнатной температуре, по сравнению с состоянием после традиционной термообработки. Предел текучести после ТМО достигает 798 МПа, предел прочности – 917 МПа. При повышенной температуре испытаний существенных изменений прочностных свойств не наблюдается.

Кроме того, проведенная термомеханическая обработка позволяет повысить микротвердость стали ЭК-181 до 3,1 ГПа, по сравнению с традиционной термообработкой ($< 2,9 \text{ ГПа}$).

Таким образом проведенная термомеханическая обработка обеспечила измельчение микроструктуры стали ЭК-181 и повышение плотности дислокаций в несколько раз. Существенных изменений в карбидной подсистеме не наблюдается. ТМО приводит к повышению прочностных свойств при комнатной температуре.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

1. Strengthening a fine-grained low activation martensitic steel by nanosized carbides / J. H. Zhou, Y. F. Shen, Y. Y. Hong, W. Y. Xue, R. D. K. Misra // Mater. Sci. Eng. A. – 2020. – Vol. 769. – Art. 138471. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138471.
2. Yin S., Liu Y., Zhao F. Effect of thermomechanical treatment on MX phase precipitation behavior in CLAM steel // Fusion Engineering and Design. – 2021. – Vol. 173. – Art. 112785. – DOI: 10.1016/j.fusengdes.2021.112785.
3. The Role of Thermomechanical Processing in Creep Deformation Behavior of Modified 9Cr-1Mo Steel / P. Shruti, T. Sakthivel, G. N. Rao, K. Laha, T. S. Rao // Metall. Mater. Trans. A. – 2019. – Vol. 50. – P. 13002-1 – 13002-12. – DOI: 10.1007/s11661-019-05364-0.
4. Effect of Thermo-Mechanical Treatment on Tensile Properties of Reduced Activation Ferritic-Martensitic Steel / P. Prakash, J. Vanaja, N. Srinivasan, P. Parameswaran, G. N. Rao, K. Laha // Mater. Sci. Eng. A. – 2018. – Vol. 724. – P. 171 – 180. – DOI: 10.1016/j.msea.2018.03.080.
5. Effect of thermo-mechanical treatment on microstructure and mechanical properties of P92 heat resistant steel / S. Li, Z. Eliniyaz, F. Sun, Y. Shen, L. Zhang, A. Shan // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. – Vol. 559. – P. 882 – 888. – DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.040.
6. The Microstructure, Tensile and Impact Properties of Low-Activation Ferritic-Martensitic Steel EK-181 after High-Temperature Thermomechanical Treatment / N. Polekhina, V. Linnik, I. Litovchenko, K. Almaeva, S. Akkuzin, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova, N. Degtyarev, K. Moroz // Metals. – 2022. – Vol. 12. – Iss. 11. – Art. 1928. – DOI: 10.3390/met12111928.
7. Effect of high temperature thermomechanical treatment on the tendency of low-activation 12% Cr ferritic-martensitic steel EK-181 to low temperature embrittlement / N.A. Polekhina, V.V. Linnik, K.V. Almaeva, I.Y. Litovchenko, A.N. Tymentsev, E.N. Moskvichev, V.M. Chernov, M.V. Leontyeva-Smirnova, N.A. Degtyarev, K.A. Moroz // Russ. Phys. J. – 2022. – Vol. 64. – P. 2225–2231. – DOI:10.1007/s11182-022-02581-w.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ АВТОСОЛИТОНЫ В ЭЛЕМЕНТАХ ЗЕМНОЙ КОРЫ

^{1,2}Макаров П.В., ²Перышкин А.Ю.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Более двадцати лет в науках о Земле дискутируется проблема медленных деформационных возмущений, распространяющихся в элементах земной коры со скоростями на 4-5 порядков меньших скорости звука (1-100 км/год) и более (приблизительно до 1000 км/год), что на 4-5 порядков больше типичных скоростей сейсмических процессов. Впервые эта проблема была подробно обсуждена в обзорной работе академика С.В. Гольдина «Медленные движения – миф или реальность?» Под термином «медленные движения» понимались любые деформационные возмущения, распространяющиеся с указанными скоростями. Физическая природа этих явлений оставалась непонятной. По гипотезе С.В. Гольдина и П.В. Макарова эти деформационные возмущения являются аналогом фронтов Людерса в нагружаемых в металлических образцах. Дальнейшее изучение этой проблемы показало, что эти деформационные возмущения по своей физической природе являются деформационными автосолидонами. П.В. Макаровым была сформулирована автосолидонная концепция сейсмического процесса в целом. Согласно этой концепции, разломы как особые протяженные геологические образования с пониженными относительно окружающей среды прочностными характеристиками являются стационарными автосолидонами, деформационные процессы в которых выражены существенно более ярко, чем в окружающей среде. Катастрофические подвижки элементов земной коры переводят разлом как автоструктуру (стационарный автосолидон) в пульсирующий автосолидон, в котором скорость деформационных процессов возрастает на многие порядки. Эти динамические процессы порождают деформационные автосолидонные возмущения – бегущие автосолидоны, которые распространяются в элементах земной коры на большие расстояния в тысячи километров. Именно эти движения мы называем бегущими деформационными автосолидонами. Замечено, что перед крупными землетрясениями частота генерации таких деформационных возмущений увеличивается в десятки раз.

Расчетами установлено, что землетрясения могут порождать бегущие деформационные автосолидоны, распространяющиеся во внутренних слоях земной коры, например, в гранитном или базальтовом. Причем, в верхнем осадочном слое эти внутренние деформационные процессы практически не выражены. Подобные возмущения зафиксированы сотрудниками Института Земной коры (г. Иркутск) в глубоких шахтах.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ОСНОВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ РАСШИФРОВКИ ДИЛАТОГРАММ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Михайлов С.Б., ¹Шарапова В.А., ²Михайлова Н.А.

¹Уральский Федеральный Университет им. Б.Н.Ельцина, Екатеринбург

²Уральский Государственный Университет Путей Сообщения, Екатеринбург

В процессе обработанных нами результатов дилатометрических измерений выявились новые подходы по расширению возможностей стандартного алгоритма расшифровки дилатограмм [1, 2], чему и посвящена представляемая работа.

В основу наших предложений, применительно к формированию дилатограмм макроскопического структурного уровня, заложен принцип аддитивности (суммирования) дилатометрических эффектов, формируемых в пределах индивидуальных температурных интервалов применительно к конкретным элементам структуры рассматриваемого уровня.

Традиционно, при описании тепловых свойств материалов, рейтинг перечня подобных элементов структур открывается коллективом фононов субатомного структурного уровня, численно представляемым монотонно возрастающей кривой с нулевым значением при температуре абсолютного нуля с выходом на насыщение при температуре Дебая (для большинства металлов порядок 100...300оС). При наличии асимметрии сил притяжения и отталкивания атомов в кристаллической решетке монокристалла трек численного изменения этой кривой предопределяет характер его теплового расширения / сокращения, отражаясь в изменении истинных значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) [1, 2] субмикроскопического структурного уровня. Именно эти значения мы выбрали в качестве базовых – ФОН ТКЛР. Остальные же эффекты изменения ТКЛР, исходя из принципа аддитивности, должны отражать, сопутствующие дилатометрические эффекты.

Проведённый нами анализ экспериментальных данных, предоставленных С.И. Новиковой для большинства чистых химических элементов таблицы Д.И. Менделеева [1], показал, что в качестве кривой (ФОН ТКЛР), в пределах технической погрешности, можно использовать логарифмическую зависимость типа $A \ln(T+1)$ истинных значений ТКЛР образцов этих элементов с учётом «квантовомеханической» и «вакансионной» поправок. Предлогарифмический множитель A , являясь числом порядка 0,1...6,0, определяются экспериментально, и находится в обратной функциональной зависимости с температурой плавления изучаемого элемента [3].

Сопоставление с данными справочника под редакцией Б.Е. Неймарка [2] показало, что для структур металлов в однофазном состоянии значение коэффициента A пропорционально зависит от химического состава сталей и слабо меняется для мало- и среднелегированных составов (в пределах $\pm 5\%$ от значений A для чистого железа). При этом, более значимы изменения в случае замены типа кристаллической решетки. Так, применительно к образцам сталей для феррита (ОЦК) $A(\alpha_{Fe}) \approx 2.0$ и для аустенита (ГЦК) $A(\gamma_{Fe}) \approx 3.0$. При этом для (ГЦК) алюминия (4,0) и меди (3,0), а для (ОЦК) молибдена (0,9) и вольфрама (0,7) соответственно.

Дополнительно, в пределах температурных интервалах фазовых переходов логарифмический ход изменения кривых ТКЛР, как правило, заменяется, иногда даже на набор, перекрывающихся колоколообразных максимумов / минимумов различных знаков и интенсивностей. Подобные отклонения, уже относительно линии логарифмической зависимости, имеют место и в однофазных областях, предположительно являясь отражением протекания сопутствующих тепловому расширению дилатометрических эффектов, таких процессов как: графитизация, карбидообразования, спонтанная магнитострикция ниже точек Кюри / Нееля (с выходом на инвариантность для никелевых сплавов), распад остаточного аустенита.

На первом этапе предлагаемой интерпретации, в пределах пакета Excel со специально оформленной программой, применительно к сталям с $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращением, проводится, стандартная процедура обработки дилатограмм с получением температурных зависимостей экспериментальной кривой $DL(\%)$ и её первой производной dDL в форме истинных значений

ТКЛР(1/град) и рамочных температур «начало – «конец» превращения (Ac_1 , Ac_3).

Вторым этапом предлагается провести моделирование кривой ФОН ТКЛР, отражающей только процесс тепловых колебаний атомов, формируемый на субмикроскопическом структурном уровне после оформления плотноупакованной кристаллической решетки монокристалла. Для этого, при учёте «квантовомеханической» и «вакансионной» поправок, подбором коэффициента A , и как минимум, одной точки экспериментальной кривой ТКЛР однофазного состояния, проводим выше введённую линию логарифмической зависимости. В нашем случае проводим две подобные линии по числу однофазных состояний – «ферритную» и «аустенитную». Реализацию условия монотонности кривой ФОН ТКЛР на завершающем этапе моделирования в температурном интервале фазового превращения в качестве нулевого варианта используем прямолинейную зависимость.

Третий этап предполагает перевод интегрированием созданной модели кривой ФОН ТКЛР с размерностью $\times 10^6$ 1/град. в состояние с размерностью экспериментальной дилатограммы. Получаемую при этом серию параллельно расположенных кривых принимаем в качестве профиля, эквивалентного фоновому треку дилатограммы - ФОН DL. Варьируя значениями свободного члена интегрирования, из этой серии выбираем две характерные «фоновые линии» – ферритного и аустенитного вариантов с максимальным приближением к соответствующим экспериментальным точкам однофазного состояния. В этом случае считаем, что полученные модельные дилатограммы отражают только эффекты теплового расширения, а разница между этими линиями и экспериментом $\Delta DL = DL - \text{ФОН DL}$ содержит в чистом, не искаженном, виде суммы дилатометрических эффектов, сопутствующих тепловым колебаниям атомов.

Четвертый и последующие этапы проводятся с целью более тонкой детализации этих сопутствующих эффектов (ΔDL). Так к этим действиям можно отнести выявляемые дилатометрические эффекты температурного интервала $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения.

Во-первых, разность между экспериментальной кривой и кривой, моделирующей ФОН, это хорошо известный «наблюдаемый» дилатометрический эффект «сокращения» размеров образца в процессе его нагревов. Как правило, он имеет колоколообразные элементы, отражающие смену знака протекания, что в принципе недопустимо для однородно протекающего процесса превращения. Вариантом объяснения этому парадоксу может служить предположение того, что данный эффект двухкомпонентный.

В нулевом приближении одна из компонент, моделируемая монотонной логистической кривой, непосредственно отражает дилатометрический эффект «наблюдаемого сокращения размеров» при превращении. Вторая же компонента делает это же, но опосредовано в виде дилатометрического эффекта, формируемого дилатометром, работающим в режиме прибора термического анализа DL (ТА), имеющего в качестве датчика температуры сам образец.

Интерпретация колоколообразных эффектов второй компоненты кривыми нормального распределения Гаусса, как правило, показывает наличие основного пика в сопровождении двух сателлитных для малых и больших количеств аустенитной фазы, что не противоречит представлениям о перераспределении легирующих элементов в двухфазных системах.

Дополнительно был выявлен однозначно фиксируемый третий эффект в диапазоне фазового превращения в виде наличия дилатометрического эффекта процесса «ожидаемого распухания» с переходом от феррита к аустениту, маркируемого также изменениями среднего межатомного расстояния и температур плавления.

1. Новикова С.И. Тепловое расширение твёрдых тел. – М: Наука, 1974. – 293 с.

2. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике, справочник, ред. Неймарк Б.Е. [и др.] – М-Л.: Энергия, 1967. – 240 с.

3. Михайлов С.Б., Шарапова В.А. Логарифмический вариант проведения нулевой линии при расшифровке дилатограмм DL // Физическое материаловедение: сб. докл. XXIII Уральской школы металловедов-термистов (Тольятти, 31 янв.- 6 фев. 2016 г.). – Тольятти: изд. ТГУ, 2016. – С. 255-256.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ОБЛАСТИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

¹Никитин И.С., ¹Никитин А.Д., ^{1,2} Шанявский А.А., ^{1,2} Солдатенков А.П.

¹Институт автоматизации проектирования РАН, Москва

²Авиационный регистр РФ, Шереметьево-1

Исследование разрушения конструкционных материалов в области больших долговечностей ($10^8 - 10^{10}$ циклов) показало, что структурная неоднородность материала играет ключевую роль в процессах накопления усталостной повреждаемости и разрушения [1-4]. В работе [1] была проведена попытка систематизации критических микроструктурных элементов, «ответственных» за разрушение в режиме сверхмногоциклового усталости (СВМУ). Показано, что для сталей – это неметаллические включения, для алюминиевых сплавов – поры и литейные дефекты, для титановых и никелевых сплавов – морфологические особенности фазового состава. В работе [4] для титанового сплава, наряду с отмеченными механизмами, было показано, существование несколько дополнительных механизмов СВМУ разрушения, таких как химические неоднородности и макро-зоны. В зависимости от геометрических размеров и природы микроструктурных особенностей их влияние на усталостную прочность не одинаково, что приводит к «расщеплению» правой ветви бимодального распределения усталостной долговечности. Линейные размеры выявленных дефектов варьируются от единиц микрометров до миллиметров, что приводит к необходимости рассмотрения процессов накопления усталостной повреждаемости в окрестностях таких структурных элементов на разных масштабных уровнях. Ярким примером влияния разномасштабных эффектов на накопление усталостной повреждаемости является исследование механизмов усталостного разрушения материалов, полученных методами послойного спекания – selected laser melting (SLM). На рис.1 представлен характерный вид поверхности разрушения в области СВМУ алюминиевого сплава AlSi10Mg, полученного методом SLM. Макроскопически поверхность излома представлена областями с различной морфологией. Одна половина поверхности излома (слева, рис.1а) содержит систему параллельных слоев с шагом в несколько сотен микрометров. Вторая половина имеет более регулярную структуру с морфологией, характерной для усталостных трещин, развивающихся в различных плоскостях.

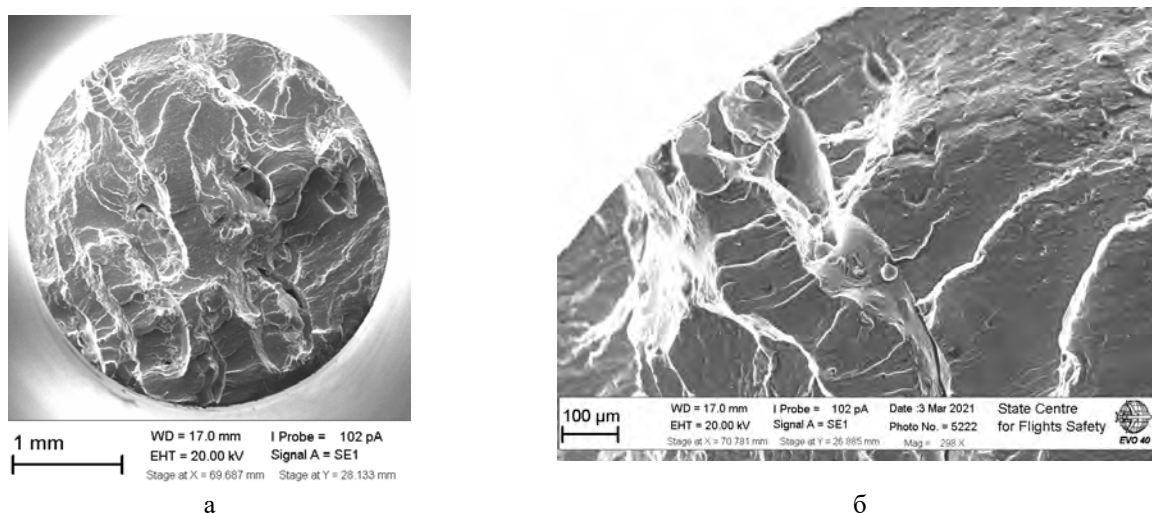


Рис. 1. Поверхность излома SLM алюминиевого сплава AlSi10Mg в области СВМУ (а) и очаг усталостной трещины от границы раздела слоев (б)

Кроме того, на поверхности излома можно выделить несколько очагов зарождения усталостной трещины с различными механизмами. На рис. 1б представлено зарождение усталостной трещины от границы макроскопических слоев. Причиной зарождения является локальное нарушение технологических условий формирования изделия, о чем говорит

наличие нерасплавленных частиц алюминиевого сплава. Трещина от такого зародыша развивается вглубь материала и вдоль границ макроскопических слоев. Второй очаг расположен у поверхности и связан с наличием большой поры. От указанного концентратора распространяется полуэллиптическая трещина. Оба этих концентратора – пора у поверхности и межслойная неоднородность – настолько значимы, что происходит множественное зарождение усталостной трещины даже в режиме СВМУ. Трещина от зародыша в виде межслойного дефекта развивается быстрее, чем от приповерхностной поры, что приводит к их объединению с формированием отчетливой границы полуэллиптической трещины (рис. 1а). Исследования демонстрирует одновременную реализацию различных механизмов СВМУ разрушения. Для моделирования таких сложных процессов зарождения и роста необходимо развитие мультирежимной модели усталостного разрушения.

Результаты усталостных испытаний принято изображать в виде кривых, связывающих уровень нагрузок и количество циклов до разрушения. Эти кривые носят ниспадающий характер. В основу модельного представления положена гипотеза о подобном поведении кривых усталости (ниспадающий характер с обратно-степенной функцией) для различных механизмов усталостного разрушения. Подобная идея позволяет описать единообразно кривые в области от многоциклового до сверхмногоциклового усталости. Особенности того или иного механизма, учитываются коэффициентами в уравнении типа Баскина.

$$\sigma_a = \sigma_u + \sigma_e N^{-\beta} \quad (1)$$

где σ_u , σ_e , β – константы, характеризующие механизм усталостного разрушения.

Такое мультимодальное представление позволяет производить расщепление кривой усталости по любому заданному количеству механизмов зарождения. Исследование деградации материала под действием циклических нагрузок показывает, что процесс усталостного разрушения ассоциируется с накоплением повреждаемости в материале и формировании свободных поверхностей при достижении некоторого критического состояния. Для описания подобного поведения используется функция повреждаемости $0 \leq \psi \leq 1$ и вводится кинетическое уравнение, описывающее её эволюцию:

$$\frac{\partial \psi}{\partial N} = B(\sigma, \Delta\sigma) \frac{\psi^\gamma}{1 - \psi^{1-\gamma}} \quad (2)$$

Эволюция функции повреждаемости определяется напряженно-деформированным состоянием (НДС) образца и восприимчивостью материала к тому или иному виду циклического нагружения. Указанные особенности усталостного поведения материала учитываются через коэффициенты кинетического уравнения. В работе [5] подробно описана использованная модель и алгоритм численного счета для описания развития повреждаемости и усталостного разрушения в однородных, изотропных материалах. В настоящей работе данная модель была расширена и применена для моделирования роста СВМУ трещин в материалах с выраженной структурной неоднородностью, примерами которых могут служить SLM образцы. Результаты математического моделирования сопоставлены с результатами экспериментальных испытаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект 23-19-00640.

1. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – NY, Dekker, 2004. – 328 pp.
2. Sakai T. Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use // J Solid Mech Mater Eng. – 2009. – Vol. 3. – P. 425–439. – DOI: 10.1299/jmmp.3.425.
3. Palin-Luc T., Jeddi D. The gigacycle fatigue strength of steels: a review of structural and operating factors // Procedia Structural Integrity – 2018. – Vol. 3. – P. 1545 – 1553. – DOI: 10.1016/j.prostr.2018.12.316.
4. Nikitin A., Palin-Luc T., Shanyavskiy A. Crack initiation in VHCF regime on forged titanium alloy under tensile and torsion loading modes//Int. J. Fatigue – 2016. – Vol. 93. – P. 318 – 325. –DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.05.030.
5. Никитин И.С., Никитин А.Д. Мультирежимная модель и численный алгоритм расчета квазитрещин различного типа при циклическом нагружении // КИиМ. – 2022. – Т. 14 – С.873–885. – DOI: 10.20537/2076-7633-2022-14-4-873-885.

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ПУТЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ

Панин А.В., Казаченок М.С., Круковский К.В., Буслович Д.Г., Казанцева Л.А.,
Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе исследованы микроструктура, фазовый состав, механические и трибологические свойства аддитивно изготовленных образцов титанового сплава Ti-6Al-4V, подвергнутых ультразвуковой ударной обработке (УУО) и ультразвуковой ударной электроискровой обработке (УУЭО), основанной на совмещении ультразвуковой ударной обработки и электроискрового легирования. Методами сканирующей электронной микроскопии и дифракции обратнорассеянных электронов показано, что микроструктура образцов Ti-6Al-4V, полученных методом электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии, состоит из крупных неравноосных первичных β зерен, внутри которых располагаются рейки α/α' -Ti толщиной 0,5-1,5 мкм, разделенные прослойками остаточной β фазы. УУО приводит к утонению и искривлению пластин α/α' фазы в тонком (10 мкм) поверхностном слое 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V. Методом рентгеноструктурного анализа не выявлено значительного изменения объемной доли β -Ti, при этом наблюдается увеличение отношения с/а параметра фазы α -Ti, которое может быть связано с насыщением поверхности 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V кислородом в процессе УУО.

УУО поверхности титанового сплава Ti-6Al-4V наконечником из WC-6%Co при одновременном пропускании электрического тока высокой плотности приводит к формированию композиционного покрытия на основе трехфазного сплава WC-TiC-Co. Показано, что в случае УУЭО на воздухе покрытие толщиной ~ 10 мкм состоит из мелких зерен карбида вольфрама и титано-вольфрамового карбида, а также оксида титана. В результате УУЭО в среде аргона формируется более плотное и толстое (~20 мкм) покрытие, преимущественно состоящее из крупных зерен β -(W, Ti) C_{1-x} . Более того, в данном покрытии наблюдается большое количество закристаллизовавшихся капель титана, содержащих крупные частицы W_2C . Микроструктура капель титана состоит из разориентированных колоний пластин α/α' -фазы, разделенных прослойками β фазы.

Микротвердость образцов 3D-напечатанного титанового сплава Ti-6Al-4V составляет 4,8 ГПа. УУО приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя титановых образцов до 7,5 ГПа. Микротвердость покрытий, формирующихся на поверхности титановых образцов Ti-6Al-4V, подвергнутых УУЭО без защитного газа и в атмосфере аргона, составляет 26 и 16 ГПа соответственно.

Несмотря на наличие упрочненного поверхностного слоя повышения износостойкости Ti-6Al-4V образцов, подвергнутых УУО, не происходит. Более того, в процессе трибологических испытаний по схеме «диск-палец» наблюдается незначительное увеличение интенсивности износа Ti-6Al-4V образцов, подвергнутых предварительной УУО. Напротив, УУЭО является эффективным способом повышения износостойкости титанового сплава Ti-6Al-4V. Максимальной износостойкостью характеризуются покрытия, сформированные в процессе УУЭО без защитного газа – данные покрытия полностью стираются только при 6 км пути трения. Покрытие, сформированное в процессе УУЭО в атмосфере аргона изнашивается в 2 раза быстрее.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА СТАЛЬНОГО СНАРЯДА В БЕТОННУЮ МИШЕНЬ

Пляскин А.С., Югов Н.Т., Белов Н.Н., Бабарыкина А.И.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Математическое моделирование как метод исследования является современным и эффективным способом изучения поведения объекта или явления [1]. Создание адекватной модели позволяет совместить достоинства теоретического и экспериментального подходов, а также оценить влияние тех или иных параметров модели на результат исследования. [2]

Для наглядного и полного анализа характера высокоскоростного взаимодействия ударника с преградой была сформирована математическая модель. [3] В качестве ударника выбран стальной цилиндрический снаряд с конической головной частью диаметром 11 мм и длиной 51 мм. Мишень – бетонная плита, толщиной 50 мм, армированная слоем углепластика на расстоянии 20 мм от лицевой стороны. Скорость встречи составляла 602 м/с под углом подхода 90°.

В начальный момент времени масса ударника составляла 33 г, а соотношение его длины к диаметру (удлинение) – 4,8.

Математическое моделирование осуществлялось в расчётной программе Ранет-3. Параметры принятой модели указаны в [4].

В данном исследовании высокоскоростного удара стального снаряда и слоистой композитной преграды были получены картины взаимодействия, наглядно отражающие процесс столкновения.

В момент времени 50 мкс скорость ударника упала на 66 м/с, при этом глубина проникания снаряда в мишень составила 25 мм.

Расчёт вёлся до момента времени 102 мкс, соответствующего сквозному прониканию снаряда в мишень (рис. 1).

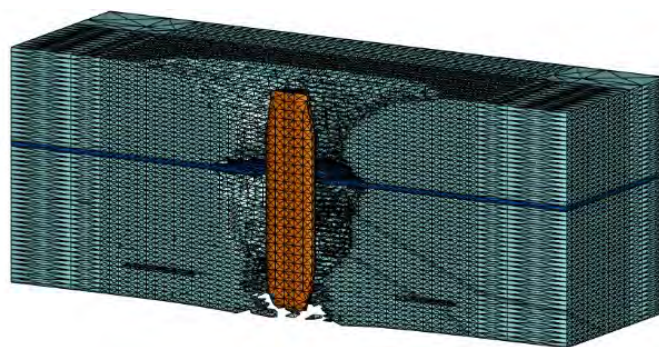


Рис. 1. Конфигурация ударника и преграды в момент времени 100 мкс

В результате соударения ударник пробил преграду, на лицевой стороне преграды образовался кратер, диаметром 35,2 мм. Размер откольной части с тыльной стороны ударника составил 56,1 мм. После взаимодействия масса ударника составила 31,13 грамм, запреградная скорость – 479 м/с.

Математическая модель, изложенная в данном исследовании, позволяет разрабатывать усиленные конструкции, выдерживающие воздействия ударных и взрывных нагрузок.

Работа выполнена при поддержке госзадания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2022-0004.

1. Shiu W., Donzé F.V. and Daudeville L. Discrete element modelling of missile impacts on a reinforced concrete target // Int. J. Computer Applications in Technology. – 2009. – Vol. 34, No. 1. – P. 33–41. – DOI: 10.1504/IJCAT.2009.022700.
2. Numerical investigation on ballistic performance of coarse-aggregated / Y.Y.Y. Cao, Qingliang Yu, W.H. Tang, H.J.H. Brouwers. // Construction and Building Materials. – 2020. – Vol. 250. – DOI:10.1016/j.conbuildmat.2020.118867.

3. Deformation and fracture of sandwich concrete structures reinforced with carbon fiber under shock-wave loading / N.N. Belov, A.S. Plyaskin, A.A. Klopotov, A.A. Yugov // Russian Physics Journal. – 2022. – V. 64. № 10. – P. 1977–1983.

ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА

¹Полянский В.А., ²Полянский А.М., ¹Фролова К.П., ¹Седова Ю.С., ¹Яковлев Ю.А.

¹*ИПМаш РАН, Санкт Петербург*

²*ООО «НПК ЭПТ», Санкт Петербург*

Диффузия в твердом теле интенсивно изучается и широко используется в технологических процессах металлургии и радиоэлектроники. Обобщение результатов, полученных за последние 100 лет показывает, что основным каналом диффузии является дефекты внутренней кристаллической структуры твердого тела на микро и мезоуровне.

Диффузия водорода в металлах, с одной стороны, - подчиняется общим закономерностям, установленным для твердого тела, с другой стороны, как правило, приводит к их разрушению, или существенной деградации всех механических характеристик. При этом, опасные концентрации водорода можно считать сверхмалыми, так как они составляют для большинства конструкционных металлов миллионные массовые доли.

Экспериментальные данные также показывают, что в случае диффузии водорода в металлы, термодинамический и химический потенциалы, возникающие вследствие приложения внешней механической нагрузки или в коррозионной среде, не позволяют объяснить огромные градиенты концентраций, которые наблюдаются экспериментально.

В некоторых случаях, насыщенные водородом металлические образцы реагируют на внешнюю нагрузку как закаленное стекло, демонстрируя и водородное упрочнение, и водородное размягчение в разных частях сечения образца. Известные механические модели водородной хрупкости объясняют этот эффект, тем, что при накоплении водорода в металле сначала развивается локализованная пластичность, а затем, при дальнейшем увеличении концентрации водорода – межзеренная водородная хрупкость. Но такое сочетание механизмов противоречит их физической природе, так как для локализованной пластичности необходимы концентрации водорода порядка сотых массовых долей, а наблюдаются миллионные.

Накопленные данные позволяют сделать вывод о том, что диффузия водорода существенно меняет напряженно-деформированное состояние металла, создавая на мезоуровне внутренней структуры дополнительные механические напряжения. Оценка показывает, что эти локальные напряжения могут на порядок превосходить пределы временной прочности для данного материала.

Влияние таких напряжений, как на процесс транспорта водорода, так и на напряженно-деформированное состояние металла, очень существенное. Вместе с тем, в современных моделях и, даже, в постановках задач моделирования водородного охрупчивания учет дополнительных напряжений вызванных накоплением водорода отсутствует. Вероятно, это общая проблема описания диффузии в твердом теле, но в случае диффузии водорода, она приводит к большой качественной разнице между результатами моделирования и результатами экспериментов.

В докладе обсуждаются имеющиеся способы учета влияния водорода на напряженно-деформированное состояние металлов при диффузии. Показано, что фундаментальным для механики сплошной среды феноменом при диффузии водорода является нарушение уравнения сплошности, которое является базовым практически во всех известных моделях твердого деформируемого тела.

Сделаны сопоставления с экспериментальными данными. Показана связь процесса накопления водорода с накоплением поврежденности при пластической деформации.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНО-ИЗГОТОВЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Как правило, механические свойства аддитивно изготовленных сплавов существенно отличаются от свойств сплавов с таким же химическим составом, полученных методами традиционной металлургии [1, 2]. В условиях сложных термических циклов в процессе аддитивного производства в материале формируется сложная иерархическая структура, характеризующаяся выраженной структурной и механической анизотропией относительно направлений сканирования и наращивания слоев. Прогноз деформационного поведения таких материалов требует разработки моделей, учитывающих структурные особенности на разных масштабных уровнях.

В настоящей работе реализован подход к моделированию деформационного поведения аддитивно-изготовленных сплавов с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой с явным учетом особенностей зеренной структуры и текстуры. Трехмерные конечно-элементные модели поликристаллических структур, характерных для аддитивно-изготовленных сплавов были построены на основе экспериментальных данных EBSD анализа. Определяющие соотношения для описания деформационного поведения зерен были разработаны с учетом упругой анизотропии и особенностей геометрии дислокационного скольжения в ГЦК кристаллах [3].

На примере построенных моделей было численно исследовано влияние формы и кристаллографической ориентации зерен в ваннах расплава на характеристики напряженно-деформированного состояния на мезоуровне и анизотропию эффективных механических свойств в алюминиевых сплавах и сталях, полученных методом селективного лазерного плавления. Одним из следствий структурной анизотропии является специфический деформационный рельеф, формирующийся на свободной поверхности аддитивно-изготовленных сплавов в процессе нагружения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 20-19-600.

1. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, and E.G. Astafurova // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – P. 479–491. – DOI:10.1134/S1029959922060017.
2. Characteristics of Structure and Properties of Magnesium Alloys during Plasma Additive Deposition / Yu.D. Shchitsyn, E.A. Krivonosova, S.D. Neulybin, R.G. Nikulin, T. Hassel, and D.N. Trushnikov // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24. – P. 716–723. – DOI: 10.1134/S1029959921060102.
3. Multilevel Models in Physical Mesomechanics of Metals and Alloys: Results and Prospects / P.V. Trusov, A.I. Shveykin, N.S. Kondratyev, A.Yu. Yants // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24. – P. 391–417. – DOI: 10.1134/S1029959921040056.

О ФИЗИЧЕСКОМ МЕХАНИЗМЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСА ТОКА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

^{1,2}Слядников Е.Е., ¹Турчановский И.Ю.

¹Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий,
Новосибирск

²Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Одним из эффективных методов придания изделию нужной формы является пластическая деформация: выдавливание, прессование и пр. Поскольку аморфные металлические сплавы (АМС) демонстрируют низкую пластическую деформацию, то используют комбинированный метод электропластической деформации (ЭПД), в котором через механически нагруженный образец пропускается импульс электрического тока (ИЭТ).

В работе [1] проведено экспериментальное исследование влияния ИЭТ на ход зависимостей $\sigma(\epsilon)$ (σ – механическое напряжение, ϵ – деформация) в образцах из АМС на основе кобальта. Одновременно с одноосным квазистатическим растяжением образцов в области упругости (интервал изменения механического напряжения $100 \text{ МПа} < \sigma < 1 \text{ ГПа}$, скорость деформации $\sim 4 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$) пропускали ИЭТ с плотностью тока j в интервале от $1 \cdot 10^8$ до $5 \cdot 10^9 \text{ А/м}^2$. Использовали импульсы длительностью $t_1 \sim 2,5 \text{ мс}$, $t_2 \sim 5 \text{ мс}$ и скважностью $\sim 12 \text{ с}$. При деформации образцов из АМС с одновременным пропусканием ИЭТ на диаграммах $\sigma(\epsilon)$ наблюдался кратковременный ($\sim 1,1 \text{ с}$) сброс механического напряжения, с последующим полным восстановлением хода зависимости $\sigma(\epsilon)$. После серии ИЭТ с плотностью j , лежащей в интервале от $1 \cdot 10^8$ до 10^9 А/м^2 , структура АМС остается рентгеноаморфной. При плотности тока $j \geq 4 \cdot 10^9 \text{ А/м}^2$ наблюдается сброс механической нагрузки только с частичным дальнейшим восстановлением первоначального хода кривой. Кроме того, ИЭТ вызывает скачкообразное кратковременное увеличение комнатной температуры образцов более чем на 10 градусов Цельсия. Сброс механического напряжения, вызванный прохождением ИЭТ, почти в 1,5 раза больше, чем сброс напряжения при нагреве в печи. Следовательно, сброс напряжения в образце обусловлен не только термическим расширением, но и иным механизмом, связанным с обратимыми и необратимыми атомными перестройками, стимулированными ИЭТ. Предварительный отжиг образца из АМС приводит к уменьшению сброса напряжений.

Классическая концепция о воздействии ИЭТ на ЭПД в металлах содержит три предположения [2]. Во-первых, возможна прямая передача импульсов силы и энергии электронов проводимости на дислокации (электронный ветер). Во-вторых, ИЭТ оказывает электродинамическое воздействие (так называемый пинч и скин-эффект). В-третьих, при прохождении ИЭТ выделяется Джоулево тепло, происходит температурное расширение образца.

Поскольку в АМС дислокации отсутствуют, то электронный ветер не может приводить к эффекту ЭПД. Уровень дополнительных механических напряжений, возникающих за счет пинч и скин-эффекта, значительно ниже предела упругости, и они не могут вызывать эффект ЭПД. Объяснить эффект ЭПД только температурным расширением образца, происходящим при выделении Джоулева тепла, также не удастся. Таким образом, необходимо расширить классическую концепцию о воздействии ИЭТ на ЭПД в АМС.

В отличие от кристаллов, аморфная среда обладает не кристаллическим ближним порядком, избыточным свободным объемом и является неоднородной на субнаноструктурном и наноструктурном уровне. Существует много особых нанокластеров, обладающих значительным избыточным свободным объемом, т.е. число атомов в этих областях считается макроскопическим. Группы атомов, образующие ближний атомный порядок, и эти особые нанокластеры, способны испытывать неупругие атомные перестройки при создании определенных внешних условий (накачка энергии извне и наложение слабого ориентирующего механического напряжения). В работе [3] сформулирована и обоснована

гипотеза о том, что квазистатическая деформация в АМС есть сложный релаксационный многоэтапный процесс, представляющий собой упорядоченную во времени иерархическую последовательность взаимосвязанных структурных переходов первого рода. Эти неравновесные процессы последовательно протекают на различных масштабных пространственно-временных уровнях, начиная с самого низшего уровня – кластера атомов первой координационной сферы со временем релаксации τ_η , затем среднего уровня – нанокластера атомов пятой координационной сферы со временем релаксации τ_ϕ , причем $\tau_\phi \gg \tau_\eta$.

При пропускании ИЭТ с длительностью $t_2 \sim 5$ мс, с плотностью тока $j \sim 10^9$ А/м² по АМС с удельным сопротивлением $\rho \sim 10^{-8}$ Ом·м в единице объема среды выделяется энергия $w = j^2 \rho t_2 \sim 0,5 \cdot 10^8$ Дж/м³. В пересчете на один атом величина выделившейся энергии составляет $w_a \sim 3 \cdot 10^{-3}$ эВ и может произойти увеличение температуры образца на 30 К. Причем в области упругой деформации, например $\epsilon \sim 10^{-3}$, изменение упругой энергии на один атом равно $\sim 10^{-6}$ эВ, что значительно меньше выделившейся Джоулевой энергии ИЭТ.

Поскольку экспериментально установлено, что при прохождении ИЭТ с $t_2 \sim 5$ мс увеличение температуры образца составляет ~ 10 К (энергия $\sim 10^{-3}$ эВ на атом), а энергия Джоуля составляет $w_a \sim 3 \cdot 10^{-3}$ эВ на атом, разумно предположить, что часть энергии Джоуля переходит в потенциальную энергию атомов, т.е. накапливается в атомной подсистеме и при этом происходит изменение структурного состояния АМС. При достижении критического значения энергии Джоуля $w_a \sim 3 \cdot 10^{-3}$ эВ (плотность тока 10^9 А/м²) аморфная среда становится неустойчивой относительно неравновесного структурного перехода первого рода с возникновением нового ближнего порядка атомов, ориентированного в направлении внешнего механического напряжения [3]. При увеличении плотности тока до $j \sim 4 \cdot 10^9$ А/м² энергия Джоуля составляет $w_a \sim 5,4 \cdot 10^{-2}$ эВ и система особых нанокластеров становится неустойчивой относительно неравновесного структурного перехода первого рода с возникновением нового среднего порядка атомов в особых нанокластерах, ориентированного в направлении внешнего механического напряжения [3].

Таким образом, физической причиной ЭПД в АМС является неоднородность аморфной среды на субнано-структурном и нано-структурном уровне, которая позволяет части энергии Джоуля накапливаться в виде потенциальной энергии атомов. Условием реализации ЭПД в АМС является достижение критического значения энергии Джоуля и наложение слабого ориентирующего механического поля. Физическим механизмом ЭПД при $j \sim 10^9$ А/м² является неустойчивость аморфной среды относительно неравновесного структурного перехода первого рода с возникновением нового ближнего порядка атомов. После прохождения ИЭТ аморфная среда испытывает обратный структурный переход. При $j \sim 4 \cdot 10^9$ А/м² в аморфной среде протекает неравновесный структурный переход первого рода с возникновением нового среднего порядка атомов в особых нанокластерах. Роль слабого внешнего механического напряжения заключается только в установлении определенной ориентации нового ближнего порядка среды и нового среднего порядка в особых нанокластерах. Во время действия ИЭТ новое неравновесное структурное состояние среды увеличивает длину образца в направлении приложенного напряжения, что приводит к сбросу механического напряжения [1].

1. Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – № 7. – С. 538 – 543.
2. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Черная металлургия. Бюллетень научнотехнической и экономической информации. – 2018. – № 9. – С. 65 – 76.
3. Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. Неоднородная пластическая деформация аморфных металлических сплавов под действием квазистатической механической нагрузки // ЖТФ. – 2023. – Т. 93. – В.1. – С. 104–116.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V–Cr–W–ZrO₂ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Дитенберг И.А., ^{1,2}Гриняев К.В., ^{1,2}Тюменцев А.Н., ³Чернов В.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³АО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт
неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва

Изучение особенностей эволюции микроструктуры материалов в зависимости от природы высокопрочного состояния по-прежнему является одной из актуальных задач физического материаловедения. В случае гетерофазных материалов определяющую роль в упрочнении и процессах структурной трансформации играют твердые растворы и частицы вторых фаз. В настоящей работе проведено исследование эволюции микроструктуры и проведен анализ изменения микротвердости дисперсно-упрочненного ванадиевого сплава системы V–Cr–W–ZrO₂, подвергнутого интенсивной пластической деформации методом кручения на наковальнях Бриджмена при $\epsilon = 0,7 - 6,6$.

Выявлены три основных этапа эволюции микроструктуры и соответствующие им механизмы структурной трансформации. Первый этап ($\epsilon < 2,7$) характеризуется реализацией дислокационного механизма пластической деформации, способствующего образованию различных дислокационных скоплений, и дислокационно-дислокационного механизма, обеспечивающего фрагментацию кристаллической решетки на начальной стадии формирования субмикрокристаллического состояния.

На втором этапе ($2,7 \leq \epsilon < 4,7$) преимущественное действие дислокационно-дислокационного механизма приводит к образованию анизотропной субмикрокристаллической структуры во всем объеме материала. При этом помимо анизотропии зеренной структуры, характеризуемой кратной разницей размеров зерен в направлениях параллельном и перпендикулярном оси кручения, наблюдается анизотропия кривизны кристаллической решетки. Кроме того, на данном этапе наблюдается формирование двухуровневых структурных состояний, характеризующихся фрагментацией субмикрокристаллических и наноразмерных (50 – 200 нм) зерен с большеугловыми границами на нанокристаллы размерами от 5 до 20 нм с малоугловыми разориентировками и параметрами кривизны кристаллической решетки, достигающими нескольких десятков град/мкм.

Третий этап ($4,7 \leq \epsilon \leq 6,6$) характеризуется коллективными перестройками в дислокационной субструктуре, приводящими к трансформации двухуровневого наноструктурного состояния – уменьшению размеров нанофрагментов при увеличении соответствующих значений кривизны кристаллической решетки.

Показано, что переход от одного этапа эволюции микроструктуры к другому характеризуется увеличением значений микротвердости (H_μ), как следствие активизации определенных мод пластической деформации.

Установлено, что высокая плотность распределенных по объему наноразмерных (3 – 10 нм) частиц ZrO₂ в совокупности с формированием твердых растворов на основе примесей внедрения приводит к интенсификации процессов структурной трансформации и, соответственно, к более быстрому росту значений H_μ . Таким образом, высокая плотность наноразмерных частиц, обеспечивающих эффективную реализацию совместного дисперсного и субструктурного упрочнения, является одним из основных факторов, определяющих специфику формирования высокопрочного состояния и упрочнения гетерофазных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ПРИ РАЗНЫХ РЕЖИМАХ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

¹Солдатенков А.П., ²Найденкин Е.В., ¹Шанявский А.А., ²Панин С.В., ²Мишин И.П.,
²Ерёмин А.В., ²Богданов А.А.

¹Авиационный регистр Российской Федерации, Московская область, Химки

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проведено сравнение поведения титанового сплава ВТ22 в области долговечностей до $2 \cdot 10^6$ циклов при разных режимах механотермической обработки, состоящей из первоначально радиально-сдвиговой прокатки исходных прутков при 750-850 °С и последующего их старения в течение 5 ч при 450 °С (режим 1) и 520 °С (режим 2) [1, 2].

После применения указанной технологии пределы текучести и прочности материала составили соответственно 1175 МПа и 1405 МПа (после обработки по первому режиму) и 1449 МПа и 1487 МПа (после обработки по второму режиму).

Усталостные испытания с контролем нагрузки были проведены на образцах прямоугольного сечения (2,7×8 мм и 1,6×3,2 мм) с частотой 5 Гц, асимметрией цикла 0,1 в диапазоне уровней максимального напряжения цикла 1200-600 МПа. Изучены процессы накопления повреждений на разных этапах реализованной долговечности. Установлено, что долговечность образцов, обработанных по первому режиму, при сравнимых уровнях напряжения ниже по отношению к образцам, подвергнутых второму режиму обработки (рис. 1). Этот эффект был исследован фратографически с анализом стадийности и длительности распространения трещины.

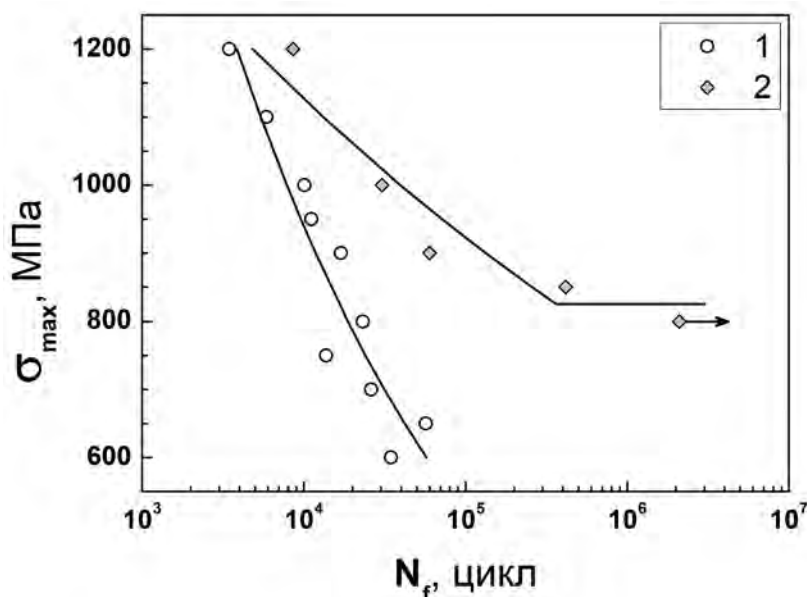


Рис. 1. Кривые усталости титанового сплава ВТ22 после радиально-сдвиговой прокатки и последующего старения в течение 5 ч при 450 °С (режим 1) и 520 °С (режим 2)

В результате исследования изломов с применением сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO40 установлено, что трещины зарождались с поверхности и от угла сечения образца либо в непосредственной близости к углу для состояния материала, обработанному по режиму 1, тогда как для режима 2 обработки сплава зарождение трещины происходило с поверхности образца от сосредоточенного очага, расположенного практически по середине вдоль наиболее протяжённой стороны прямоугольного сечения.

Для обоих режимов обработки материала развитие усталостной трещины происходит с формированием фронта трещины в виде половины эллипса или полукруга.

Начальный этап развития трещины характеризуется образованием рельефа в виде близко расположенных расходящихся лучей (или строчечности), что свидетельствует о

низкой скорости роста трещины. Указанный механизм образования рельефа наиболее часто реализуется при усталостном разрушении высокопрочных сталей. Для строчечного рельефа характерно формирование гребней, имеющих высокую плотность и сходящихся в месте расположения очага разрушения, т.к. развитие трещины происходит по узким, имеющим слабую взаимную разориентировку относительно плоским участкам (мезотуннелям). Стоит заметить, что рельеф излома, соответствующий начальному этапу роста трещины, характеризуется низкой слабо развитой шероховатостью.

При дальнейшем увеличении размеров трещины в изломе формируется волнистый рельеф, когда трещина развивается по слабо разориентированным относительно соседних областей участкам. Это указывает на увеличение скорости распространения трещины.

По мере увеличения размеров трещины в изломе начинают появляться растрескивания малой протяжённости, ориентированные перпендикулярно направлению локального распространения трещины. С увеличением глубины трещины плотность растрескиваний нарастает, а затем в изломе появляются отдельные ямки на фоне сглаженного рельефа.

Следующий этап усталостного развития трещины характеризуется появлением бороздок с искажёнными, как бы деформированными границами (т.е. непрямолинейными или имеющими несколько перегибов границы), что связано с наличием контактного взаимодействия ответных изломов в процессе нагружения. Такая геометрия границ бороздок является результатом наличия остаточных сжимающих напряжений в материале, которые были созданы при радиально-сдвиговой прокатке сплава, а при последующем старении не были полностью компенсированы. Наличие коротких по длине границ усталостных бороздок обусловлены структурным состоянием материала, связанным с формированием в результате механотермической обработки измельчённой субструктуры материала.

Стадия долома реализуется с образованием ямочного рельефом на фоне выраженных областей в виде вихрей, отражающих проявление текстуры, созданной при обработке материала.

По измерениям шага усталостных бороздок была оценена длительность периода роста трещины в общей долговечности образцов, полученных по режиму 2. Сравнение с ранее полученными результатами для состояния материала с обработкой по режиму 1 показало отсутствие выраженного различия в данной характеристике. Однако реализованная высокая долговечность при одинаковых уровнях напряжений для состояния материала после режима 2 обработки свидетельствует об улучшении усталостного сопротивления сплава, чем после обработки по режиму 1. Для обоих режимов обработки материала шаг усталостных бороздок не реализован в полном диапазоне вплоть до величины 1,5-2 мкм, что типично для титановых сплавов со стандартными режимами обработки. Это связано со снижением пластичности материала в результате механотермической обработки сплава. Вместе с тем, оценка показывает, что реализованная циклическая долговечность материала для обоих состояний после разработанных режимов обработки существенно выше по сравнению со стандартными методами его обработки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00033).

1. Закономерности сверхмногоциклового усталостного разрушения титанового сплава BT22 / Е.В. Найденкин, А.П. Солдатенков, И.П. Мишин и др. // Физ. мезомех. – 2021. – Т. 24, № 2. – С. 23-33. – DOI:10.24412/1683-805X-2021-2-23-33.
2. Мезомасштабный уровень усталостного разрушения титанового сплава BT22 после радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением / А.П. Солдатенков, Е.В. Найденкин, А.А. Шанявский и др. // Физ. мезомех. – 2022. – Т. 25, № 4. – С. 70-83. – DOI:10.55652/1683-805X_2022_25_4_70.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В 12 % ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

¹Спиридонова К.В., ¹Литовченко И.Ю., ¹Полехина Н.А., ²Булина Н.В., ³Чернов В.М.,
³Леонтьева-Смирнова М.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Томск*

³*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

12 % хромистая ферритно-мартенситная сталь ЭП-823 рассматривается как один из основных материалов для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов, планируемых для использования в ядерных реакторах на быстрых нейтронах IV поколения. Несмотря на то, что данная сталь изучается достаточно давно, детальные исследования фазовых переходов при ее нагреве и охлаждении ранее не проводились.

Фазовые превращения стали при нагреве и охлаждении изучали методами высокотемпературного рентгеноструктурного анализа (РСА) *in situ* на дифрактометре D8 Advance в среде гелия. Съемка *in situ* состояла в следующем: нагрев от $T = 30$ до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (шаг $20\text{ }^{\circ}\text{C}$), выдержка при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 40 мин, последующее охлаждение до $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ (шаг $20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Скорость нагрева и охлаждения – $12\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, время съемки при каждой температуре – 7 мин. Критические точки фазовых превращений определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе STA 409 PC (NETSCH) при непрерывном нагреве (от $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ и охлаждении (от $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$) образцов в среде аргона.

В таблице 1 представлены значения критических точек фазовых переходов стали ЭП-823, полученные методами РСА (*in-situ*) и ДСК. При нагреве методом РСА (*in-situ*) переход $\alpha \rightarrow \gamma$ начинается при $T = 880\text{ }^{\circ}\text{C}$ (точка A_{c1}) и заканчивается (точка A_{c3}) при $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Межкритический интервал температур ($A_{c3}-A_{c1}$) составляет $\approx 120\text{ }^{\circ}\text{C}$. При охлаждении превращение из аустенита (γ) в феррит начинается при $A_{r1} = 860\text{ }^{\circ}\text{C}$, заканчивается при $A_{r3} = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таблица 1. Значения критических точек фазовых переходов стали ЭП-823, определённые при непрерывном нагреве и охлаждении

Метод исследования	Нагрев		Охлаждение			
	$A_{c1},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$A_{c3},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$A_{r1},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$A_{r3},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$M_n,\text{ }^{\circ}\text{C}$	$M_k,\text{ }^{\circ}\text{C}$
РСА, <i>in-situ</i>	880	1000	860	840		
ДСК	839	902	-	-	344	212

При нагреве на ДСК кривой наблюдаются два минимума, один из них отвечает за критические точки $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, где точка $A_{c1} = 839\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{c3} = 902\text{ }^{\circ}\text{C}$. Второй – при температурах $645-734\text{ }^{\circ}\text{C}$ – отвечает за магнитное фазовое превращение ферромагнитного α -Fe в парамагнитное. Межкритический интервал температур ($A_{c3}-A_{c1}$) составляет $63\text{ }^{\circ}\text{C}$. При охлаждении в стали наблюдается мартенситное ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращение, которое происходит при критических точках $M_n = 344\text{ }^{\circ}\text{C}$, $M_k = 212\text{ }^{\circ}\text{C}$. Также наблюдается небольшой перегиб при $T = 700-668\text{ }^{\circ}\text{C}$, который характерен для диффузионного ($\gamma \rightarrow \alpha$) превращения.

Из сравнения значений в таблице 1, полученных методами РСА и ДСК, видно, что разница в точках A_{c1} и A_{c3} составляет примерно $40-100\text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом различие в значениях межкритического интервала составляет $57\text{ }^{\circ}\text{C}$. Эти особенности связаны со спецификой каждого метода, включая различие в эффективных скоростях нагрева/охлаждения с учетом времени съемки в методе РСА.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СЕТЧАТЫХ СТРУКТУР

^{1,2}Сухова М.Р., ¹Голоднов А.И., ^{1,3}Беликов С.В., ²Каманцев И.С.

¹Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

²Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

³Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Многие природные тела, например, кораллы, кости и др. состоят из ячеек или ячеистых структур. Ячейки (или соты) являются наиболее распространенными в качестве элементарных составляющих строения пространственных структур в исследуемых изделиях, созданных искусственно. Свое применение пространственные каркасы в технических задачах нашли при проектировании и создании метаматериалов, механические свойства которых обусловлены в первую очередь своим строением, а не химическим составом основы материала [1]. Имеющиеся в литературе сведения об особенностях поведения пространственных структур и их разрушения под воздействием механического нагружения носят противоречивый характер [2-4]. Возможно, причиной неоднозначных результатов в исследованиях являются различные подходы к формированию данных структур, используемые авторами, а также задачи, поставленные ими при исследовании этих структур.

Целью данной работы является исследование несущей способности пространственных ячеистых конструкций, полученных на основе принципов биомимикрии.

В работе исследованы сетчатые образцы с периодической и квазипериодической структурой, полученные методом 3D-печати на основе технологии цифровой обработки света (DLP). Для оценки сопротивления разрушению исследуемых структур проведены испытания на одноосное сжатие. Первым критерием для оценки несущей способности конструкций с периодической и квазипериодической структурой является эффективная работа (A_{eff}), которая затрачивается на разрушение объекта перед снижением его характеристик до заданного уровня. Заданным уровнем на данном этапе исследования является достижение первого максимума усилия и его снижение до первого минимума при разрушении (рис.1). Вторым критерием – работа (A), затраченная на полное разрушения образцов (рис.2). Полная работа A и A_{eff} оценивались по диаграммам в координатах усилие F (Н) и перемещение Δl (мм).

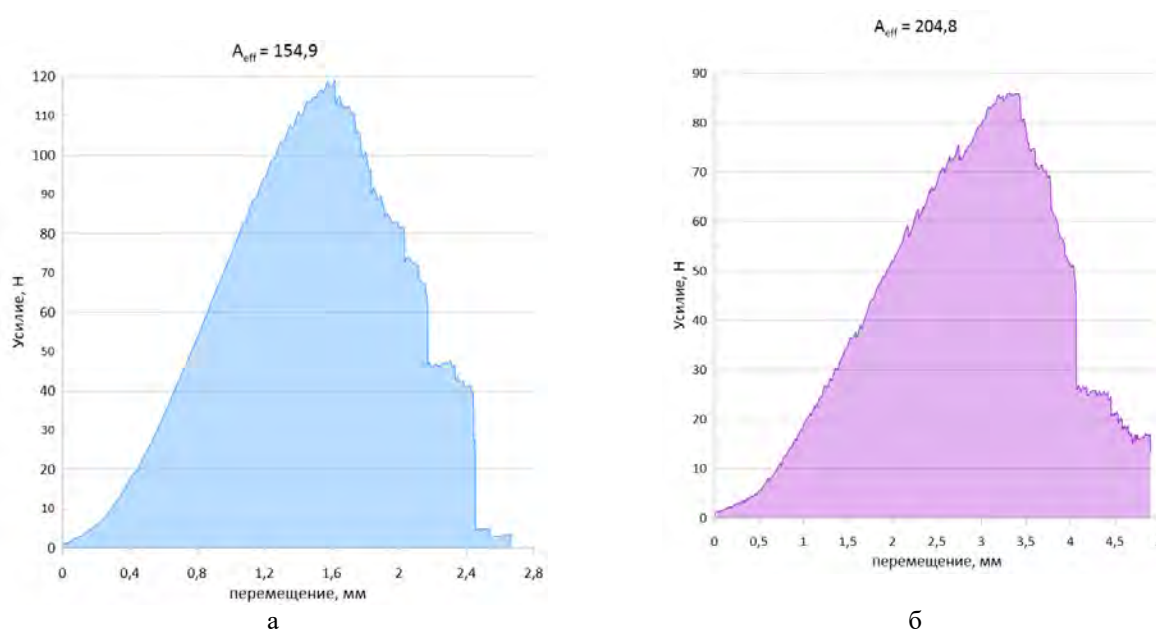


Рис. 1. Эффективная работа периодической (а) и квазипериодической (б) структур

Установлено, что происходит повышение эффективной работы на 24 % у образца с квазипериодической структурой относительно образца с периодической структурой.

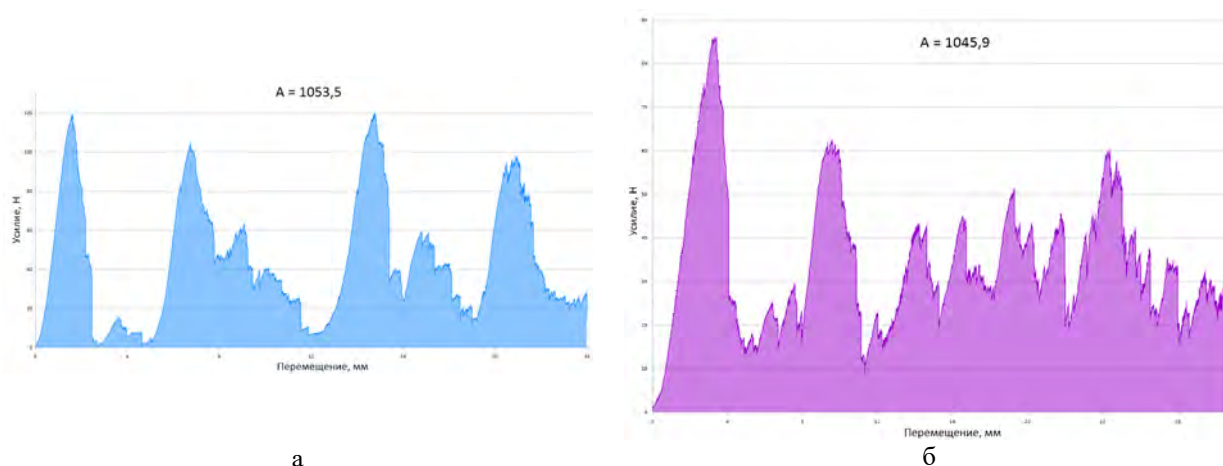


Рис. 2. Полная работа периодической (а) и квазипериодической (б) структур

Работа, затраченная на полное разрушение образцов (рис.2) практически одинакова, однако характер разрушения образцов с периодической и квазипериодической структурами существенно отличается (рис.3).

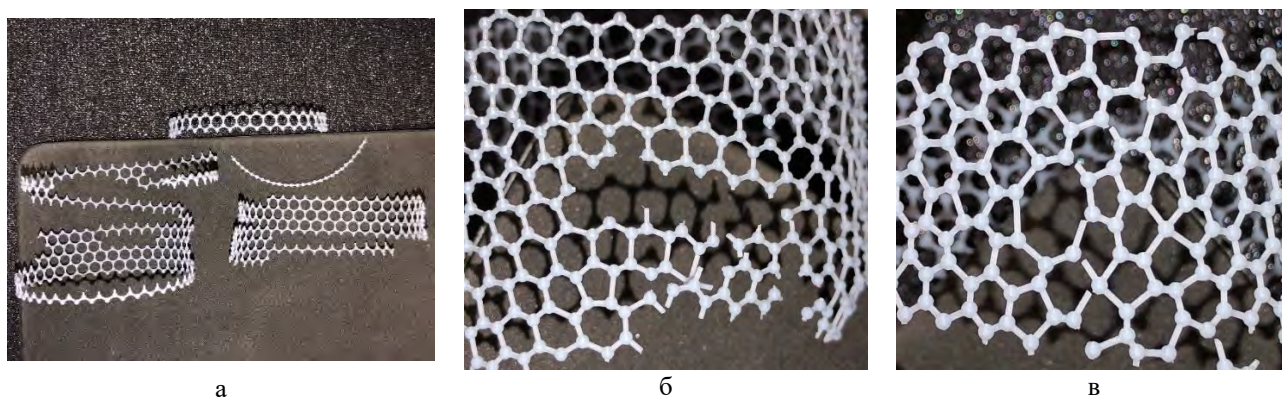


Рис. 3. Фотографии образцов с периодической (а) и квазипериодической (б, в) структурами после испытаний

Элементарным актом разрушения является разделение перемычки, часто вблизи стыка с узлом. Для образца периодической структуры характерно формирование кольцевых «магистральных трещин» с последующим отделением кольцевых фрагментов. У образца с квазипериодической структурой наблюдается случайный характер разрушения, в котором затруднительно выделить преимущественное направление распространения трещины. При одинаковой суммарной энергоёмкости процесса у образца с периодической структурой происходит резкий спад нагрузки до значений, близких к 0 («выход из строя» целого ряда), в то время как у образца с квазипериодической структурой процесс разрушения проходит более монотонно (меньшая разность в усилиях).

Можно предположить, что образец, построенный на основе принципов биомимикрии, обладает большей долговечностью (в сравнении с образцом с «бездефектной» структурой), за счет характера разрушения конструкции.

1. Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю. Анализ некоторых методов соединения ячеек в механическом тетрахиальном метаматериале // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. – 2022. – № 77. – С. 27-37.
2. Ying Liu, Xin-Chun Zhang The influence of cell micro-topology on the in-plane dynamic crushing of honeycombs // Int. J. Impact Eng. – 2009. – Vol. 36. – P. 98-109. – DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2008.03.001.
3. Dynamic compressive strength properties of aluminium foams. Part II-‘shock’ theory and comparison with experimental data and numerical models / P.J. Tan, S.R. Reid, J.J. Harrigan, Z. Zou, S. Li // J Mech Phys Solids. – 2005. – Vol. 53. – P. 2206-2230. – DOI: 10.1016/j.jmps.2005.05.003.
4. Ajdari A., Naye-Hashemi H., Vaziri A.. Dynamic crushing and energy absorption of regular, irregular and functionally graded cellular structures // Int. J. Solids Structures. – 2011. – Vol. 48. – P. 506-516. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2010.10.018.

ОПТИМАЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГОМОГЕННЫХ ТЕРМИТНЫХ СМЕСЕЙ

^{1,2}Торопков Н.Е., ^{1,2}Сагун А.И., ¹Кудряшова О.Б., ^{1,2}Лернер М.И.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Подготовка термитных смесей предполагает этап гомогенизации порошков. При этом использование мелкодисперсных или нанопорошков приводит к дополнительным сложностям. Частицы таких порошков существуют в виде агломератов иерархической структуры. Термиты – это двухкомпонентная смесь порошков (топлива и окислителя). Гомогенность и высокая дисперсность компонентов обеспечивает хорошие и стабильные горючие свойства смеси.

Чтобы частицы разбились, а компоненты равномерно перемешались по объему смеси, применяют внешнее воздействие (механическое перемешивание, ультразвук). Ультразвуковое перемешивание в среде инертной жидкости имеет преимущества перед сухим смешением порошков, так как при этом не только можно достичь большей гомогенности смеси, но избежать возможного возгорания (что возможно при использовании наночастиц) [1, 2].

При реализации подготовки термитной смеси с использованием ультразвука важным вопросом является подбор режимов обработки суспензий. Ультразвуковая обработка может привести к диспергированию агломератов частиц, что желательно, но может привести к коагуляции частиц при некоторых условиях (высокая счетная концентрация частиц, плохая смачиваемость) [3]. Выбор интенсивности, частоты и длительности воздействия важен для обеспечения гомогенности смеси.

Критерием ведущего механизма (дробление или агломерация) может служить соотношение характерных времен процессов t_c и t_w , где t_c – характерное время коагуляции частиц, t_w – характерное время смачиваемости. Если $t_c > t_w$, то агломераты могут дробиться вплоть до некоторого минимального размера, определяемого выражением:

$$R_{\min} = \frac{\sigma_{stp}}{\omega} \sqrt{\frac{2c}{I\rho_l}} \quad (1)$$

где I – интенсивность ультразвука, σ_{stp} – предел прочности агломерата, ρ_l – плотность жидкости, c – скорость звука в жидкости. В начале ультразвуковой обработки должно пройти время, необходимое для пропитки пор агломератов жидкостью – до начала дробления.

Интенсивность перемешивания определяется величиной кинетической энергии макродвижения E_k в соответствии с выражением [4]:

$$\frac{dE_k}{dt} = N_{mix} - \beta E_k \quad (2)$$

где β – постоянная затухания, N_{mix} – мощность перемешивания. В нашем случае $N_{mix} = I \cdot S_{us}$, где S_{us} – площадь излучателя. Решение уравнения (2) для постоянной мощности обработки:

$$E_k = \frac{N_{mix}}{\beta} (1 - e^{-\beta t}) \quad (3)$$

Спустя некоторое время устанавливается постоянный режим перемешивания с асимптотическим значением энергии $E_k = N_{mix}/\beta$. Таким образом, время обработки имеет значение, если мы хотим получить гомогенную смесь с мелким размером частиц.

В работе проведен эксперимент по ультразвуковой обработке смесей порошков наноструктурного алюминия и оксида меди. В качестве дисперсионной среды выбрали гексан, который, как неполярное органическое вещество, не сорбируется на поверхности частиц и не влияет на структуру компонентов. Смесь порошков в стехиометрическом соотношении общей массой 1 г помещали в 25 мл колбу с гексаном, затем обрабатывали ультразвуком в гомогенизаторе UP100H. Обработку производили при разной интенсивности и длительности воздействия (от 50 до 100 Вт, от 5 до 30 минут, частота 30 кГц). Затем гексан

отогоняли на роторном испарителе, полученный материал сушили при 40 °С в течение 16 часов. Затем изготавливали диски методом прессования.

Гомогенность распределения компонентов в полученных термитных составах определялась методом электронной микроскопии. Определялся коэффициент вариации V_x отношений площадей микроскопических изображений компонентов термитного состава (при разбиении изображения на 4 равные части). Результат измерений для разных мощностей и времени обработки приведен на рис. 1а. Для оценки характерного размера R частиц площадь микроскопических изображений частиц алюминия делили на их общий периметр. Из анализа изображений СЭМ определили, что размер частиц порошков в смеси после обработки в любом из режимов не превышает 2 мкм (рис. 1б).

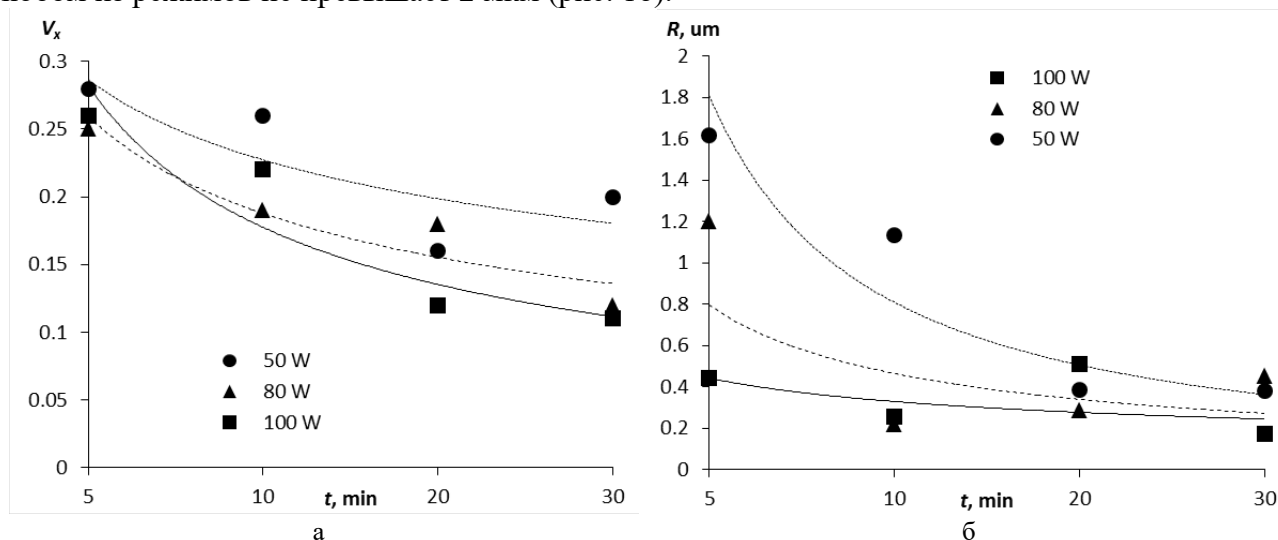


Рис. 1. Коэффициент вариации отношений площадей компонентов смеси (а) и характерный размер частиц (б)

Как и ожидалось, с увеличением времени и мощности обработки уменьшается размер частиц и увеличивается гомогенность распределения компонентов в термитном составе. При мощности 100 Вт минимальный размер частиц (около 0.3-0.4 мкм) достигался уже при 5-минутной обработке. При 30-минутной обработке минимальный размер достигался также при мощности 50 и 80 Вт. Минимальный коэффициент вариации, характеризующий гомогенность распределения компонентов, достигался при 20-минутной обработке и следующие 10 минут, практически, ничего не меняли. Таким образом, для обработки суспензий термитных смесей с целью достижения гомогенности распределения компонентов и максимального дробления агломератов частиц достаточно мощности 80-100 Вт и времени обработки 20 минут.

Работа выполнена при финансовой поддержки гранта РНФ (проект No. 21-79-30006), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30006/>.

1. Recent trends in nanothermites: Fabrication, characteristics and applications / S. Kabra et al. // Nano Express. – 2020. – № 3. – P. 032001.
2. Piercey D.G., Klapoetke T.M. Nanoscale aluminum-metal oxide (thermite) reactions for application in energetic materials // Central European Journal of Energetic Materials. – 2010. – № 2. – P. 115–129.
3. Ultrasonic agglomeration-fragmentation of diamond nanoparticles / O.B. Kudryashova et al. // AIP Conference Proceedings. AIP Publishing LLC. – 2019. – V. 2167. № 1. – P. 020189.
4. Жук В.И. Анализ способов перемешивания жидкого ядра затвердевающей отливки // Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2010. – № 20. – С. 149-153.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И ОПТИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al-Si-Re-O, НАНЕСЕННЫХ НА КВАРЦЕВЫЕ СТЕКЛА

^{1,2}Турсунханова Р.Б., ^{1,2}Сергеев В.П., ^{1,2}Калашников М.П., ¹Сергеев О.В., ¹Нейфельд В.В.,
³Стужук В.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³ПАО «Ракетно-космическая корпорация «Энергия», Королев

В последние несколько десятилетий у человечества интерес к исследованию космического пространства неуклонно повышается. За это время сконструировано и запущено в околоземное пространство множество космических аппаратов (КА). Однако жесткие космические условия создают серьезные проблемы для движения КА [1]. Это связано с тем, что наряду с естественными высокоскоростными метеороидами в околоземном пространстве присутствует техногенный мусор, микрочастицы которого обладают высокими скоростями и могут сталкиваться с летательными аппаратами и оказывать разрушительное воздействие на оптические системы (иллюминаторы, объективы открытых фото- и видеокамер, линзы телескопов и т.д.). В частности, на поверхности стекол иллюминаторов и защитных стекол солнечных батарей образуются трещины и каверны (кратеры) [2], существенно ухудшающие их оптические характеристики. Одним из способов решения этой проблемы является упрочнение поверхности стекла за счет нанесения тонких защитных плёнок.

Целью данной работы является изучение структурно-фазового состава и оптико-механических свойств пленок на основе Al-Si-Re-O, нанесенных на кварцевое стекло, которое применяется для изготовления иллюминаторов КА.

Для нанесения указанных пленок использовали метод импульсного магнетронного распыления композиционной мишени на основе сплава $Al_{1-x-y}Si_xRe_y$ в окислительной газовой атмосфере. В качестве подложек использовались кварцевые стекла диаметром 15 мм и толщиной 4 мм. С помощью двухступенчатой легкогазовой пушки приготовленные образцы были испытаны на ударную стойкость путем обстрела потоком микрочастиц железного порошка со скоростью 5 - 8 км/с. Кроме того, были исследованы оптико-механические свойства, элементный состав и структурно-фазовое состояние покрытий и подложек.

Результаты этих исследований показывают, что нанесенные многокомпонентные покрытия на основе системы Al-Si-Re-O на кварцевом стекле имеют значение коэффициента пропускания излучения 77% в области $\lambda = 400 - 800$ нм (рис. 1).

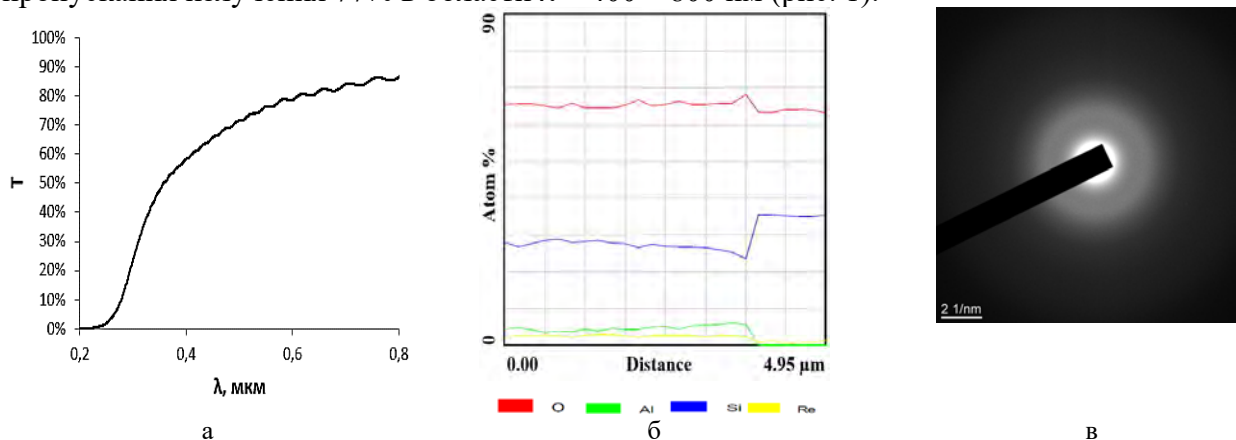


Рис. 1. Оптический спектр (а), кривые изменения концентрации элементов по толщине покрытия (б) и картина микродифракции от покрытия Al-Si-Re-O, полученная с помощью ПЭМ в поперечном сечении образца (в)

Методом микрорентгеноспектрального анализа определены кривые изменения концентрации элементов по толщине покрытия, характеризующиеся следующим элементным составом: Al – 4,4 ат.%, Si – 29 ат.%, Re – 1,6 ат.% и O – 65 ат.% (рис. 1б). На

электронаграммах, полученных с помощью просвечивающей электронной микроскопии, видно, что покрытие имеет аморфную структуру (рис. 1 в).

Для образцов с покрытием Al-Si-Re-O и без покрытия была измерена микротвердость H_m и рассчитаны значения приведенного модуля упругости E^* (табл. 1). Видно, что приведенный модуль упругости покрытия на 55% выше, чем материала подложки КВ. При этом значение микротвердости покрытия в пределах погрешности измерения не отличается от ее величины для материала подложки.

Таблица 1. Средние значения микротвердости H_m и приведенного модуля упругости E^*

Образец	H_m , ГПа	E^* , ГПа
Стекло без покрытия	$9,23 \pm 0,42$	$75,3 \pm 16,3$
Стекло с покрытием Al-Si-Re-O	$8,93 \pm 0,18$	$116,7 \pm 1,8$

Сравнение результатов экспериментальных испытаний по обстрелу высокоскоростным потоком микрочастиц отклассифицированного железного порошка показывает, что количество образовавшихся кратеров на кварцевых образцах с покрытием Al-Si-Re-O существенно меньше, чем на образцах без покрытия.

Таким образом, методом импульсного магнетронного осаждения на подложках из кварцевого стекла КВ сформировано аморфное покрытие Al-Si-Re-O с элементным составом: Al – 4,4 ат.%, Si – 29 ат.%, Re – 1,6 ат.% и O – 65 ат.% и достаточно высоким коэффициентом пропускания видимого света $T = 77\%$. Покрытие имеет более высокий в 1,55 раза модуль упругости, чем у стекла, но примерно одинаковую со стеклом величину микротвердости. Полученное в работе покрытие может быть использовано как защитное от ударного воздействия твердых микрочастиц железа, движущихся со скоростью близкой по величине к 1-й космической.

Исследование выполнено в рамках программ развития Томского политехнического университета и фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (FWRW-2021–0003).

1. Optimal design of thermal control system for space optical remote sensor based on NSGA-II and opto-mechanical-thermal integration analysis / Z. Yuan, L. Chen, H. Han, L. Ren, S. Liu and R. Wang // Case Stud. Therm. Eng. – 2018. – Vol.43. – P. 102813 – DOI: 10.1016/j.csite.2023.102813.
2. Resident space object (RSO) attitude and optical property estimation from space-based light curves / R. Clark, Y. Fu, S. Dave, and R. S K Lee // Adv. Sp. Res. – 2018. – Vol. 134. – P. 3271–3280. – DOI: 10.1016/j.asr.2022.08.068.

ФАКТОРНЫЙ АНАЛИЗ ПРОДОЛЬНЫХ ОТНОСИТЕЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Устинов А.М., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Бабарыкина А.И.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Целью данной работы являлось анализ корреляции множества деформационных переменных рабочей части образца алюминия при растяжении. Исходя из предположения о том, что корреляцией могут быть объяснены влияния скрытых причин — факторов, то основное назначение факторного анализа — анализ корреляций множества признаков. Фактор при этом интерпретируется как причина совместной изменчивости нескольких исходных переменных. Основная идея факторного анализа сводится к тому, что если несколько признаков изменяются согласованно, то можно предположить существование одной общей причины этой совместной изменчивости — фактора как скрытой, непосредственно не доступной измерению переменной.

Испытание образцов на растяжение осуществлялось на испытательной машине «INSTRON 3382» при скорости растяжения 0,3 мм в минуту. Анализируемая часть диаграммы деформирования образца показана на рис. 1а. Распределение полей смещений на поверхности образцов в процессе одноосной деформации растяжением получено при помощи цифровой оптической системой «Vic-3D» на основе метода корреляции цифровых стереоскопических изображений.

Для факторного анализа выделена выборка, которая определяет корреляцию между разными кадрами. Переменные в данной выборке — это значения продольных деформаций по рабочей части образца в разные моменты времени. Главный фактор в данном блоке — изменение нагрузки на образце во времени.

Для оценки силы связи применяется шкала Чеддока: заметная — от 0,5 до 0,7 (красный); высокая — от 0,7 до 1,0 (зеленый). По шкале выполнено цветовое форматирование матрицы корреляции (см. рис. 1б).

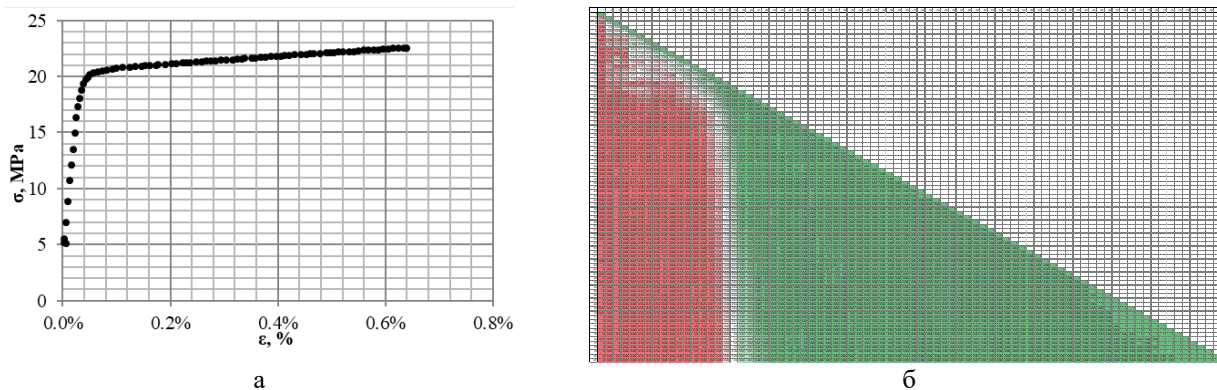


Рис. 1. Анализируемая часть диаграммы деформирования образца алюминия (а) и матрица корреляции в цветовом форматировании (б)

Анализ матрицы факторов выявил, три основных зоны корреляции. Упругая стадия деформирования. С 1 до 11 кадра идет активный процесс стабилизации локализаторов деформаций (см. рис. 2). Между множеством значений деформаций по каждому моменту времени (кадру) имеется заметная теснота связи от 0,5 до 0,7.

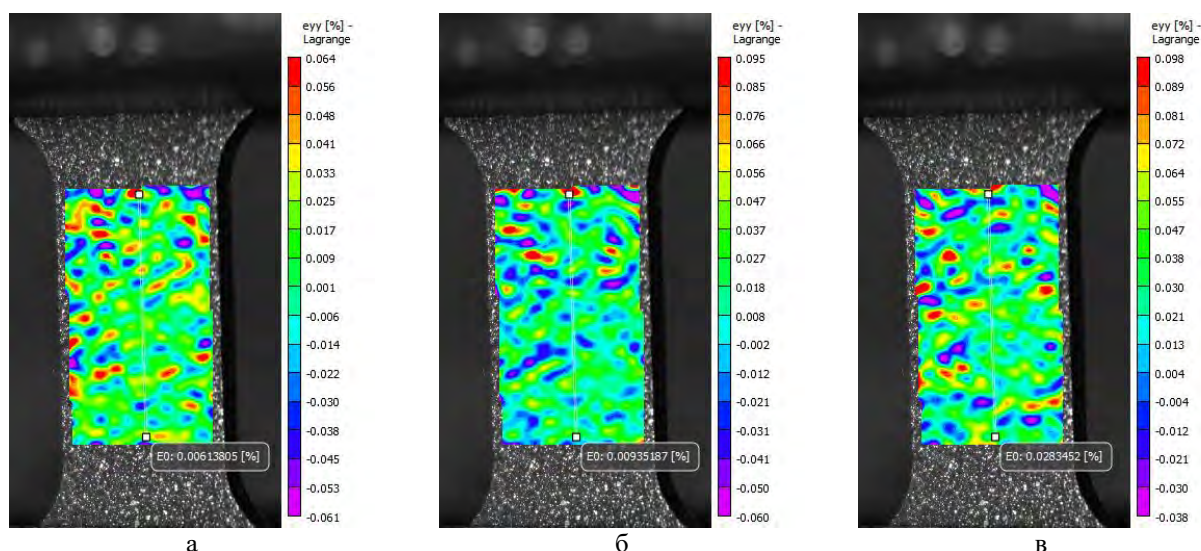


Рис. 2. Первый кадр (а), пятый кадр (б) и одиннадцатый кадр (в) упругой стадии деформирования

На переходной стадии с 12 до 17 кадра основные факторы (1, 2) имеют умеренную тесноту связи, т.к. в переходе эти факторы либо затухают, либо начинают проявляться, также в переходе пятый фактор с умеренной теснотой связи, который проявляется и затухает около провала в основных факторах.

С 18 до 81 кадра – зона с заметной, высокой и весьма высокой теснотой связи, которая увеличивается со временем. Эта зона совпадает со стадией упрочнения по диаграмме деформирования (линейным упрочнением). Первый и третий фактор проявляются в начале зоны и являются главными.

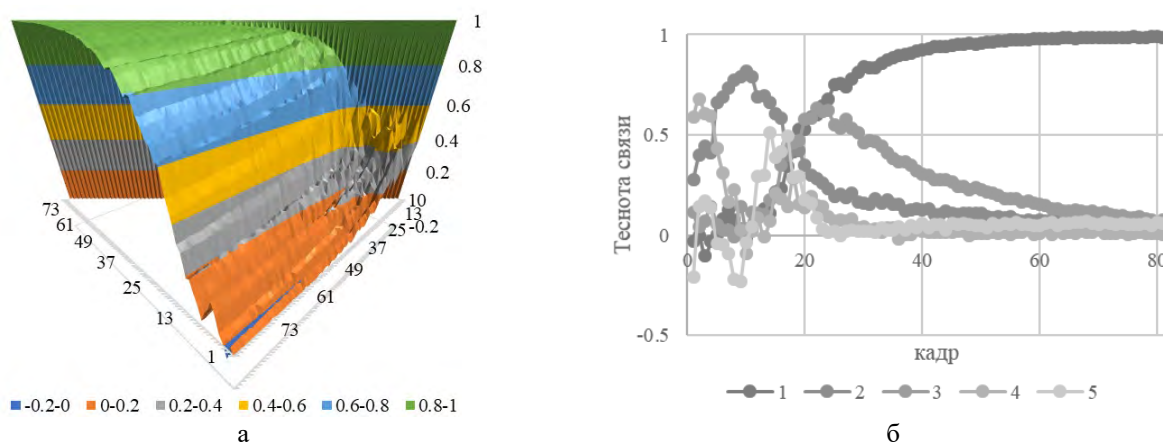


Рис. 3. Поверхность значений матрицы корреляции (а) и диаграмма тесноты связи пять выделенных основных факторов (б)

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания Министерства образования и науки Российской Федерации (проект №. FEMN-2022-0004).

1. Лоули Д., Максвелл А. Факторный анализ как статистический метод. – М.: Книга по требованию, 2013. – 145 с.
2. Зуев Л.Б., Зариковская Н.В., Федосова М.А. Макролокализация пластического течения в алюминии и соотношение Холла-Петча // Журнал технической физики. – 2010. – № 80. Вып. 9 – С. 68–74.
3. Особенности локализации пластической деформации при ползучести поликристаллического алюминия / Н.В. Зариковская, С.К. Миргородский, Д.В. Орлова, Л.Б. Зуев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2013. – № 10. Вып. 4 – С. 493–496.
4. Малыгин Г.А. Анализ деформационного упрочнения кристаллов при больших пластических деформациях // Физика твердого тела. – 2001. – № 43. Вып. 10 – С. 1832–1838.
5. Взаимосвязи между характеристиками деформационного поведения и эволюцией деформационных полей при одноосном растяжении алюминия / А.А. Клопотов, А.И. Потеев, А.М. Устинов, Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Абзаев, В.В. Кулагина // Известия ВУЗ Физика. – 2021. – № 64. Вып. 4 – С. 9–15.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК SLM-ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ОТ СОДЕРЖАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ В4С

Филиппов А.А., Голышев А.А., Маликов А.Г., Фомин В.М.

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

Создание высокотвердых металлокерамических материалов и покрытий с управляемыми физико-механическими свойствами представляет собой актуальную задачу для инженеров и исследователей. Одним из перспективных способов создания таких материалов является селективное лазерное плавление – вид аддитивных технологий, заключающийся в послойном выращивании детали из порошкового вещества посредством лазерного сплавления. Путем варьирования содержания керамического наполнителя можно локально изменять физико-механические свойства тем самым создавая так называемые градиентные материалы. Однако, определение механических свойств таких структур представляет собой актуальную задачу для исследователей ввиду целого ряда факторов: прохождения химических реакций, наличия дефектов, взаимодействия с материалом подложки, перенасыщения твердого раствора металла и др. Целью настоящей работы является определение зависимости твердости и приведенного модуля металлокерамических покрытий на основе титанового сплава ВТ-6 от объемной концентрации карбида бора до 13 % масс. В качестве используемых материалов были выбраны порошок карбида бора В4С осколочной формы, средний размер которого $d=40$ мкм и порошок ВТ-6 (90%Ti+6%Al+4%V) сферической формы с размером от 10 мкм до 45 мкм. Титановый порошок смешивался с порошком карбида бора в V-образном смесителе Venus FTLMV-02 в течение одного часа до образования однородной порошковой смеси. Соотношение между металлическим порошком варьировалось от 0 до 13% об. С помощью метода селективного лазерного плавления (SLM) порошковая смесь наплавалась на подложку в виде пластины из титанового сплава марки ВТ20 (90% Ti, 6,5% Al, 2% Zr, 1,5% Mo) с размерами 50×50×5 мм (1,2). Для лазерного воздействия на порошковую смесь использовался газоразрядный СО₂-лазер АЛТК «Сибирь-4» Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм фокусировалось вглубь материала. Процесс выращивания осуществлялся в защитной атмосфере гелия, подававшегося через сопло. Толщина наносимого слоя порошковой смеси составляла 400 мкм. Механические характеристики определялись методом инструментального индентирования. Приведенный модуль упругости рассчитывался по кривой разгрузки по методу Оливера-Фарра. Оценка модулей упругости гетерогенной смеси осуществлялась с помощью различных моделей гомогенизации.

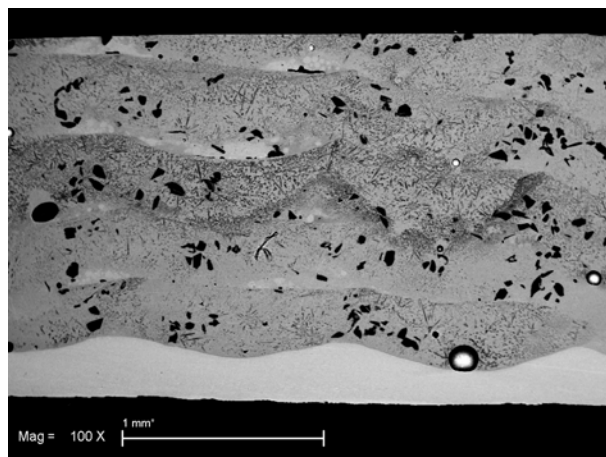


Рис. 1. СЭМ-изображение поперечной структуры металлокерамической смеси ВТ-6 В4С (13 % об.)

Полученная керамика характеризуется сложной микроструктурой, связанной с протеканием химических реакций по образованию боридов и карбидов титана из карбида бора (3,4). Для сопоставления полученных значений модуля упругости наплавленной смеси с теоретическими моделями Фойгта, Рейсса использованы относительные модули.

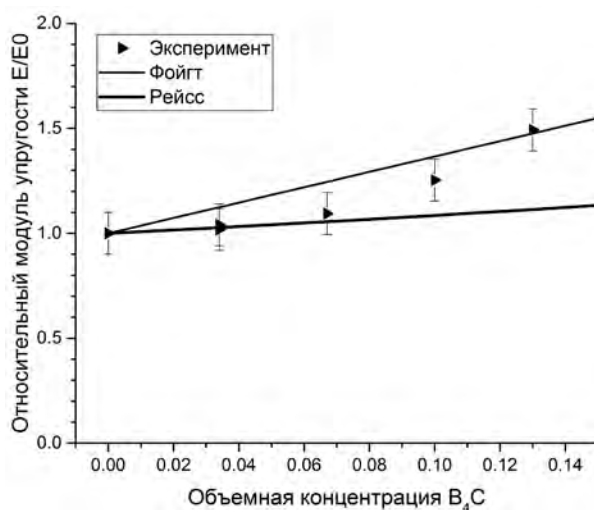


Рис. 2. Зависимость относительного модуля упругости металлокерамической смеси от объемной концентрации керамики B_4C

На рис.2 приведены зависимости относительного модуля упругости от объемной концентрации исходной керамики. Видно, что экспериментальные значения модуля находятся внутри верхней и нижней границ. Тем не менее, прогнозирование упругих свойств для исследуемой металлокерамической смеси ВТ-6- B_4C возможно лишь качественно. Различие в прогнозируемых значениях с экспериментальными значениями обусловлено образованием новых фаз и существенным изменением структуры наплавленного материала.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) при поддержке гранта РНФ № 21-19-00733 «Теоретическое и экспериментальное исследование физико-механических свойств гетерогенного материала на основе керамики, полученного путем управляемого лазерного воздействия».

1. Creation of a heterogeneous material based on the titanium alloy and titanium boride by selective laser melting / V.M. Fomin, T.A. Brusentseva et. al. // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2021. – № 62(5). – P. 752–759.
2. Golyshev A.A., Orishich A.M., Filippov A.A. Formation of B_4C – Ti-6Al-4V Cermet Coatings by the Method of SLM // Metal Science and Heat Treatment. – 2021. – Vol. 62(11-12). – P. 696–700.
3. Golyshev A.A., Filippov A.A., Shikalov V.S. Analysis of the effect of laser action modes on cold spray coatings based on Ti - B_4C // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2288. – 030075.
4. Filippov A.A., Golyshev A.A. Effect of boron carbide concentration on the microstructure and mechanical properties of the ti-6al-4v titanium alloy produced by selective laser melting // Nanoscience and Technology. – 2020. – Vol. 11(4). – P. 283 – 296.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛОЖИТЕЛЬНОСТИ НАПРАВЛЕНИЯ ДЕЙСТВИЯ КАСАТЕЛЬНОГО УСИЛИЯ И СДВИГА НА ПРОИЗВОЛЬНО-ОРИЕНТИРОВАННОЙ ПЛОЩАДКЕ

^{1,2}Чанышев А.И., ¹Абдулин И.М., ¹Белоусова О.Е.

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт горного дела
им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск*

²*Новосибирский Государственный Университет Экономики и Управления, Новосибирск*

Существующее описание напряженно-деформированного состояния материала в точке обладает одним недостатком – нет правила, по которому возможно определить в положительную или отрицательную сторону направлено то или иное касательное усилие или сдвиг на произвольно ориентированной площадке с нормалью \vec{n} . В качестве такового предлагается использовать первое главное направление тензора напряжений или деформаций. Если проекция касательного усилия или сдвига на этой площадке на орт первого главного направления тензора напряжений (или деформаций) положительно, то это направление считается положительным направлением, в противном случае – отрицательным. Приводятся другие возможные варианты определений. Показывается, что указанное правило устраняет дефект в построении кругов (полукругов) Мора. В работе также показывается предназначение и смысл вектора деформаций на произвольно ориентированной площадке.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № 121062200075-4).

ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАССИВА ПОРОД В ОКРЕСТНОСТЯХ ТОЧЕК, ЛЕЖАЩИХ НА ПОВЕРХНОСТИ И ВНУТРИ

^{1,2}Чанышев А.И., ¹Абдулин И.М., ¹Белоусова О.Е., ¹Лукьяшко О.А.

¹*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск*

²*Новосибирский Государственный Университет Экономики и Управления, Новосибирск*

Для определения НДС в окрестностях точек, лежащих на поверхности или внутри, необходимо вначале определиться с границей окрестности. Ее возможно задать произвольным образом, однако с технологической точки зрения ее лучше выбрать в виде окружности на поверхности или в виде цилиндра внутри тела. После выбора формы границы окрестности предлагается зафиксировать точки на этой границе и затем снять напряжения на ней путем создания круговой цилиндрической щели (известный метод полной разгрузки) с регистраций нормальных и тангенциальных смещений. Дальнейший ход исследований связан с решением второй краевой задачи теории упругости, которое применяется как в случае упругого состояния массива пород, так и упругопластического.

В работе показывается как указанные смещения возможно находить, измеряя расстояния между реперными точками не только на поверхности, но и в глубине, применять полученные результаты для анализа плоского напряженного состояния и плоской деформации (в глубинных точках). Результаты исследований возможно использовать как для оценки НДС всевозможных конструкций в любой их точке. Их также возможно применять для оценки точности предсказаний по тем или иным программным продуктам, связанных с расчетами НДС, поскольку выдается полная информация о состоянии окрестности точки, включая все смещения, напряжения, деформации, комбинации этих величин в виде условий пластичности Треска, Мизеса, Кулона-Мора, Хоека-Брауна.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-17-00188, <https://rscf.ru/project/22-17-00188/>.

ПРОХОЖДЕНИЕ СДВИГОВЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ТЕЛ С ДИСЛОКАЦИЯМИ

Чертова Н.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для реальных материалов и тел характерно наличие границ раздела, которые существенным образом влияют на их физико-механические свойства и эксплуатационные возможности [1-3]. Проблема описания поведения материала на границах раздела привлекает внимание специалистов многих областей: физиков, механиков, материаловедов, химиков. Это обусловлено не только важностью углубления фундаментальных знаний, касающихся этой сложной междисциплинарной области исследования, но и значимостью и многообразием их практических приложений.

Как известно, деформационные процессы неразрывно связаны с процессами распространения волн. Деформации на границе раздела определяются особенностями распространения волн через границу, которые являются предметом теоретических и экспериментальных исследований на протяжении многих лет [4-5]. В последние десятилетия при аналитическом решении задачи прохождения волн через границу раздела и ее численном моделировании используются неклассические модели сред с внутренними степенями свободы, например, среды Коссера, учитывающие микроструктуру материала [6]. Указанные модели соответствуют представлениям физической мезомеханики о структуре деформируемых тел и механизмах деформации, как и континуальные модели упругопластических сред, описывающие динамику дефектов [7]. В рамках последней задача прохождения волн через границу раздела не рассматривалась.

В работе исследуются закономерности распространения сдвиговых волн через границу раздела упругопластических сред с дислокациями, динамика которых определяет один из известных механизмов пластической деформации. Для описания указанных сред используется математическая модель, полученная на основе лагранжиана калибровочной теории дислокаций при условии пластической не сжимаемости [7]. Из условия стационарности интеграла действия определяются динамические уравнения Эйлера-Лагранжа и находятся дисперсионные соотношения среды. Как следует из полученных законов дисперсии, продольные волны в упругопластической среде с дислокациями распространяются в виде связанных волн продольных смещений и диагональных компонент тензора пластической дисторсии или пластических удлинений. Поперечные волны представляют совокупность нормальных колебаний поперечных смещений и сдвиговых компонент тензора пластической дисторсии. Кроме указанных продольных и поперечных волн в описываемой среде распространяется волна поворотной моды деформаций.

Для сдвиговых волн в простейшем случае нормального падения первичной волны находятся коэффициенты отражения и преломления при граничных условиях идеального контакта, скольжения, вязкого трения и неидеального контакта в рамках асимптотического метода медленно меняющейся амплитуды [7].

Аналитические выражения для коэффициентов Френеля, найденные при граничном условии идеального контакта, вязкого трения и неидеального контакта, позволили построить зависимости амплитудных коэффициентов от частоты падающей волны и определить их предельные выражения для больших и малых частот, зависящие от упругих параметров контактирующих сред и констант Лагранжиана континуума дислокаций. Полученные результаты позволили установить, что при граничных условиях идеального и вязкого скольжения нормально падающая на границу раздела упругопластических тел волна сдвига не распространяется через границу раздела.

Коэффициенты отражения и преломления при идеальном и вязком скольжении являются пределами для аналогичных величин при граничном условии вязкого трения и неидеального контакта, когда коэффициенты вязкого трения и сдвиговой жесткости стремятся к нулю. При больших значениях коэффициентов вязкого трения и сдвиговой

жесткости пределом соответствующих коэффициентов Френеля являются величины, полученные при граничном условии идеального контакта.

Поскольку квадрат модуля амплитуды волны определяет энергию, переносимую волной, очевидны выводы об энергиях отраженных и прошедших волн на границе раздела упругопластических тел при рассмотренных граничных условиях. Максимальная энергия переносится прошедшей волной при условии идеального контакта граничащих тел, а минимальная - при их скольжении. Энергия прошедших и отраженных волн при граничных условиях вязкого трения и неидеального контакта имеет промежуточные значения по сравнению с идеальным контактом и скольжением в зависимости от значений коэффициентов вязкого трения и сдвиговой жесткости.

Исследуемые зависимости коэффициентов отражения и преломления от частоты падающей волны могут иметь в общем случае две особые точки, поскольку законы дисперсии каждого граничащего упругопластического тела имеют «пороговую» частоту. В случае идеального контакта при условиях равенства упругих модулей контактирующих тел $\mu_1 = \mu_2$ и констант $B_1 = B_2$, характеризующих инерционные свойства континуума дислокаций, существует одна особая точка. Кроме этих двух равенств, при условиях вязкого трения и неидеального контакта для пары граничащих тел существуют критические значения коэффициентов вязкого трения и сдвиговой жесткости меньше которых зависимости коэффициентов Френеля от частоты также имеют одну особую точку.

Результаты, полученные для коэффициентов отражения и преломления сдвиговых волн на границе раздела упругопластических тел, позволяют исследовать деформированное состояние на границе раздела, определяемое разностью градиентов смещений и компонент тензора пластических дисторсий контактирующих тел, и соответствующее структурное состояние, задаваемое тензором плотности дислокаций и тензором плотности потока дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

1. Dongare A.M., Rajendran A.M. Understanding mechanical behavior of interfaces in materials // J. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 53. – P. 5511–5514. – DOI:10.1007/s10853-018-2030-0.
2. Ivanov V.A., Mishin Yu. Dynamic of grain boundary motion coupled to shear deformation: Analytical model and its verification by molecular dynamics // Phys. Rev. – 2008. – Vol. B78. – P. 064106/1–064106/12. – DOI:10.1103/PhysRevB.78.064106.
3. Исследование влияния свойств межфазных границ на механические характеристики металлокерамических композитов /С.В. Астафуров, В.Е. Шилько, В.Е. Овчаренко, С.Г. Псахье // Физ.мезомех. – 2014. – Т. 17. – С. 53-63.
4. Ignatovich V.K., Phan L.T.N. Those wonderful elastic waves // Am.J. Phys. – 2009. – Vol. 77. – P. 1162-1172. – DOI: 10.1119/1.3216469.
5. Бреховский Л.М., Годин О.А., Акустика слоистых сред. – М: Наука, 1989. – 416с.
6. Ivanova E.A. On a micropolar continuum approach to some problems of thermos-and electrodynamic // Acta Mechanica. – 2019. – Vol. 230. – P. 1685–1715. – DOI:10.1007/s00707-019-2359-8.
7. Попов В.Л., Чертова Н.В. Калибровочная теория распространения волн в упругопластической среде // Изв. Вузов. Физика. – 1992. – Т. 35. – С. 81-93.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЗЕРЕН И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕЗОДЕФОРМАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Шавшуков В.Е.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Распределение полей упругих деформаций и напряжений в зернах поликристаллических материалов является необходимой предпосылкой для анализа различных локальных критических событий, таких как возникновение повреждений и т. д. Многие экспериментальные (микротомография с использованием узконаправленного синхротронного рентгеновского излучения) и расчетные (компьютерное генерирование микрокросструктуры поликристаллов) исследования предполагают, что эти распределения могут быть аппроксимированы нормальным распределением. Параметры нормального распределения восстанавливаются по гистограммам, полученным в эксперименте на образцах или с помощью численного решения краевых задач деформирования на компьютерных моделях. Эти фитинги основаны на довольно ограниченном количестве образцов материалов или цифровых моделей случайных микроструктур поликристаллов. Большинство опубликованных гистограммных распределений имеют ярко выраженную асимметрию, в отличие от нормального распределения [1, 2]. Здесь представлен метод вычисления плотностей вероятности упругих деформаций, эквивалентный использованию очень больших статистических выборок, недоступных при прямом компьютерном моделировании. Это важно для восстановления хвостов распределений, ответственных за большие флуктуации деформации. Доказана негауссовость распределений. В методе используется интегральное уравнение для мезодеформаций в поликристаллических телах [3]. Основное внимание уделяется влиянию случайных взаимодействий зерен на распределение деформации. Расчеты проведены для поликристаллов с различной упругой симметрией зерен. На рис. 1 представлены плотности вероятностей распределения продольных (вдоль нагрузки) деформаций при одноосном растяжении для поликристаллов с гексагональной и кубической упругой симметрией и разными степенями анизотропии зерен. Деформации по оси абсцисс даны в относительных единицах (деленных на макродеформацию). Все плотности вероятностей конечны и асимметричны.

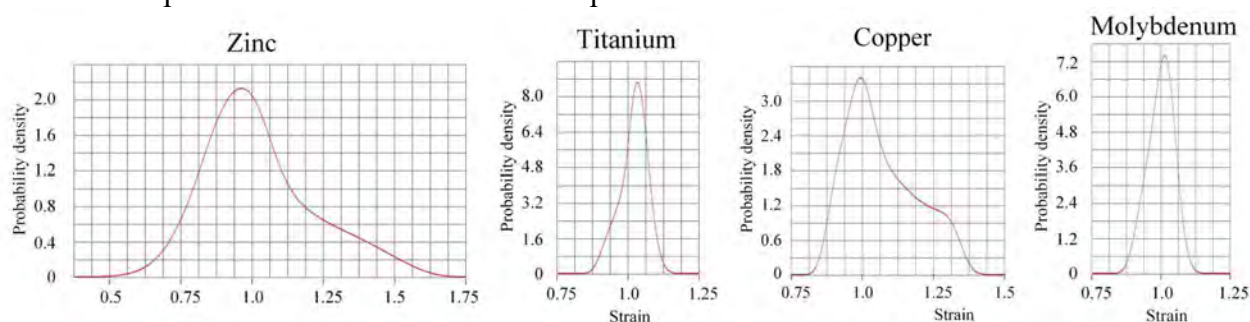


Рис. 1. Плотности вероятностей распределения продольных мезодеформаций при одноосном растяжении некоторых поликристаллических материалов

Показано, что очень немногие выгодно расположенные соседние зерна (из десятков) оказывают гораздо более выраженное влияние на предельные значения флуктуаций деформаций, чем все остальные. В литературе кластеры таких зерен, выявленные экспериментально, получили название экстремальных микроструктур [4].

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на проведение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2023-0006).

2. Chen J., Wang Z., Korsunsky F.M. Multiscale stress and strain statistics in the deformation of polycrystalline alloys // *Int. J. Plast.* – 2022. – Vol. 152. – P. 103260. – DOI:10.1016/j.ijplas.2022.103260.
3. Ташкинов А.А., Шавшуков В.Е.. Неоднородности полей деформаций в зернах поликристаллических материалов и задача Эшелби // *Вестник ПНИПУ. Механика.* – 2018. – №1. – С.58–72.
4. Miao J., Pollock T.M., Jones J. Microstructural extremes and the transition from fatigue crack initiation to small crack growth in a polycrystalline nickel-base superalloy // *Acta Mater.* – 2012. – Vol. 60. – P. 2840–2854. – DOI:10.1016/j.actamat.2012.01.049.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ СВЯЗИ ПРЕДЕЛА УСТАЛОСТИ С ПАРАМЕТРАМИ КРИВОЙ РАСТЯЖЕНИЯ И РАЗЛИЧИЕ В МЕХАНИЗМАХ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН ВЫШЕ И НИЖЕ $\sigma_{0,2}$

^{1,2}Шанявский А.А., ^{1,2}Солдатенков А.П.

¹Авиационный регистр Российской Федерации, Московская область, Химки

²Институт автоматизации проектирования РАН, Москва

Рассмотрены параметры кривой растяжения в виде предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и предела прочности (σ_B) материала для 309 отечественных авиационных сплавов и более 200 зарубежных сплавов (преимущественно сталей). Указанным параметрам поставлена в соответствие величина параметра кривой усталости в виде «предела» усталости (σ_{-1}). Все параметры взяты из справочников на материалы [1-3], в которых представленные данные получены в соответствии с существующими стандартами по их определению. Величина σ_{-1} , на самом деле, представляет собой верхнюю границу области перехода от сверхмногоциклового (микроуровень) к многоциклового (мезоуровень) усталости [4].

Показано, что статистические связи рассматриваемых параметров существуют, несмотря на значительный разброс по определяемым характеристикам связи (рис. 1). Установление связи предела усталости со стандартными механическими характеристиками металлических материалов при монотонном растяжении предпринималось многократно и были предложены различные варианты уравнений [3, 6-8], содержащие один или несколько параметров. Наиболее простыми с практической точки зрения являются однопараметрические соотношения, которые и проанализированы. Рассмотрены соотношения между пределом усталости и механическими характеристиками, определяемыми при монотонном растяжении, с построением соответствующих графиков $\sigma_{-1} = f(\sigma_B)$, $\sigma_{-1} = f(\sigma_{0,2})$ и $\sigma_{-1} = f(\sigma_{пл})$ как для всей совокупности материалов, так и по отдельности для каждой основы сплава. При статистическом анализе всей совокупности данных безотносительно основы сплава использованы только те материалы и их различные состояния при разных термических обработках, для которых отношение $(\sigma_{-1})/(\sigma_{0,2}) < 1$.

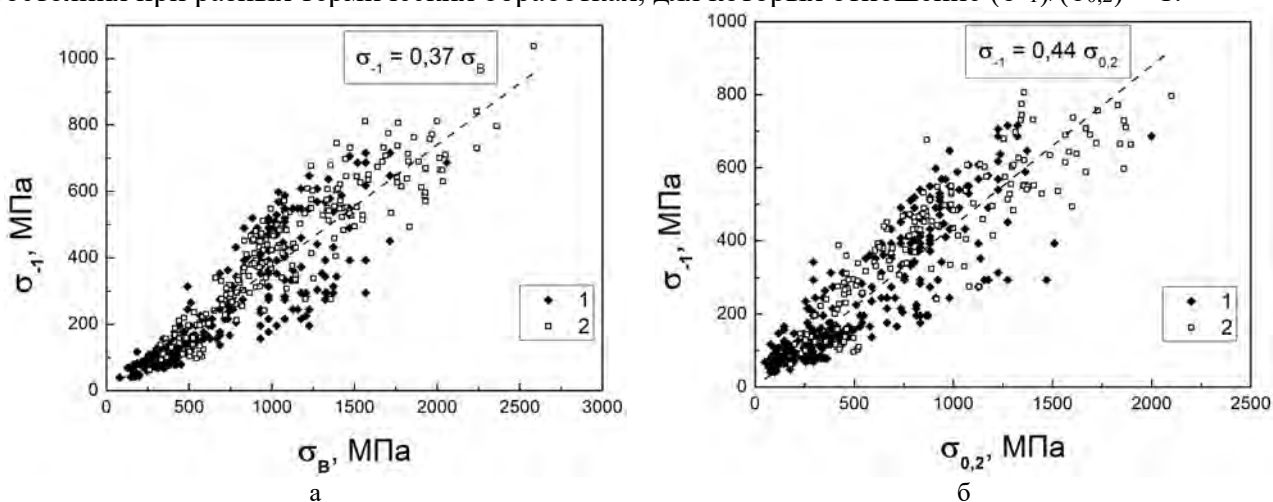


Рис. 1. Зависимости предела усталости от предела прочности (а) и предела текучести (б) отечественных (1) и зарубежных (2) металлических материалов

Установлено, что наилучшая аппроксимирующая зависимость прогноза предела усталости по значению предела прочности для всей совокупности рассмотренных отечественных и зарубежных материалов имеет вид: $\sigma_{-1} = 0,37 \cdot \sigma_B$ или $\sigma_{-1} = 0,38 \cdot \sigma_B - 9,35$.

Статистический анализ показал, что связь с пределом текучести и пределом пропорциональности имеет наибольшие значения коэффициента корреляции при аппроксимации зависимостями того же вида, что и для связи с пределом прочности, но с другими значениями коэффициентов этих зависимостей. Для указанных зависимостей $\sigma_{-1} = f(\sigma_{0,2})$ и $\sigma_{-1} = f(\sigma_{пл})$ величина коэффициента корреляции имеет значения не ниже 0,8 и 0,7,

соответственно.

Для разных групп материалов усталостные кривые имеют разный вид, поскольку они могут охватывать все масштабные уровни при соотношении $\sigma_{-1}/\sigma_{0,2} < 1$, но также могут отвечать только макроскопическому масштабному уровню, т.е. соответствовать области малоциклового усталости (МЦУ), когда рассматриваемое соотношение $\sigma_{-1}/\sigma_{0,2} \geq 1$.

В связи с этим был выполнен сравнительный анализ поведения сплавов при их разрушении в области долговечностей $3 \cdot 10^3 - 4 \cdot 10^5$ циклов, для которых соотношение $\sigma_{-1}/\sigma_{0,2} = 850/905 = 0.93$ (никелевый сплав ЭИ698) и $\sigma_{-1}/\sigma_{0,2} = 875/1600 = 0.55$ (упрочнённый титановый сплав ВТ22) [9].

Испытания обоих материалов проведены при низкой частоте нагружения с записями петель гистерезиса на начальном этапе, в середине испытаний и на конечном этапе нагружения образцов.

На основе фрактографического анализа зон зарождения усталостных трещин показано, что в сплаве ЭИ698 трещины зарождаются в полосах скольжения вплоть до долговечности $4 \cdot 10^5$ циклов, т.е. при приближении к границе перехода от сверхмногоциклового (СВМУ) к многоциклового усталости (МНЦУ). На всех этапах циклического нагружения по поверхности образцов наблюдали не только полосы скольжения, но и участки с частичными поворотами объёмов, когда долговечность составляла минимальную величину около 25 000 циклов.

Для сплава ВТ22 даже при долговечности около 3 000 циклов, когда напряжение было менее предела текучести на 35%, в зоне зарождения усталостной трещины и на удалении от неё полосы скольжения отсутствовали. При этом важно подчеркнуть, что около зоны излома, отвечающей участку долома образца, полосы скольжения сформированы, что свидетельствует о том, что при монотонном растяжении упрочнённого сплава пластическая деформация в виде формирующихся полос скольжения характерна для этого сплава на макроскопическом масштабном уровне, когда достигается напряжение около или выше предела текучести материала. На мезоскопическом масштабном уровне, когда даже при долговечности около 3 000 циклов уровень напряжения существенно ниже предела текучести, зарождение трещин происходит в локальных зонах в пределах полосовой дислокационной структуры, т.е. соответствует иному механизму разрушения материала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 23-19-00640).

1. Авиационные материалы. Справочник в девяти томах (под ред. А.Т. Туманова). – М.: ВИАМ, 1973–1975.
2. Metallic materials and elements for aerospace vehicle structures. Handbook MIL-HDBK-5J. – Department of defense, 2003. – 1733 pp.
3. Evaluation of the Methods for Estimating the Fully Reversed Unnotched Fatigue Limits of Steels / J. Li, Y. Qiu, H. Wang, Z. Wang // Adv. Mater. Sci. Eng. – 2019. – Vol. 2019. – P. 1–11. – DOI:10.1155/2019/4098623.
4. Шаняевский А.А., Никитин А.Д., Солдатенков А.П. Сверхмногоцикловая усталость металлов. Синергетика и физическая мезомеханика. – М.: Физматлит, 2022. – 496 с.
5. Metal Fatigue in Engineering / R.I. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens, H.O. Fuchs. – Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, 2000. – 494 p.
6. Manson S.S. Fatigue: A complex subject–Some simple approximation // Exp. Mech. – 1965. – Vol. 5. – No. 4. – P. 193–226. – DOI:10.1007/bf02321056.
7. Ong J. An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data // Int. J. Fatigue. – 1993. – Vol. 15. – No. 3. – P. 213–219. – DOI:10.1016/0142-1123(93)90179-t.
8. Meggiolaro M., Castro J.T.P. Statistical evaluation of strain-life fatigue crack initiation predictions // Int. J. Fatigue. – 2004. – Vol. 26. – No. 5. – P. 463–476. – DOI:10.1016/j.ijfatigue.2003.10.003.
9. Закономерности сверхмногоциклового усталостного разрушения титанового сплава ВТ22 / Е.В. Найденкин, А.П. Солдатенков, И.П. Мишин и др. // Физ. мезомех. – 2021. – Т. 24. – № 2. – С. 23–33. – DOI 10.24412/1683-805X-2021-2-23-33.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ РАСТЯЖЕНИЯ – СЖАТИЯ НА КАЧЕСТВО СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

¹Шаяхметова Э.Р., ¹Мурзинова М.А., ¹Мухаметгалина А.А., ¹Назаров А.А., ¹Саркеева А.А.,
²Задорожный В.С.

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²ООО «Ультра-резонанс», Екатеринбург

Ультразвуковая сварка (УЗС) – это метод твердофазного соединения тонких металлических листов (фольг, проволок) за счет энергии сдвиговых колебаний ультразвуковой частоты [1]. УЗС является экологически чистой энергосберегающей технологией, поэтому оборудование для УЗС постоянно совершенствуется, а условия (режимы) и механизмы формирования соединений активно изучаются [2,3]. Сложности в выборе режимов сварки, которые гарантированно обеспечивали бы высокую прочность получаемых соединений, связаны с тем, что качество соединений зависит от многих параметров [1-4]. При заданной частоте (обычно около 20 кГц) варьируют амплитуду колебаний, величину сжимающей нагрузки, время воздействия ультразвука. Выбирая режимы УЗС, необходимо учитывать также свойства (механические и теплофизические) соединяемых материалов и особенности конструкции инструмента, передающего энергию ультразвука. В частности, от конструкции сварочного наконечника зависит распределение деформаций и температур в области сварной точки, которые во многом определяют условия формирования и особенности структуры соединений. В данной работе рассматривается связь между прочностью, линейной плотностью соединений и распределением деформаций, вызванных внедрением инструмента, в ходе УЗС листов меди.

В качестве материала исследования была выбрана технически чистая медь М1 (99,90% Cu по ГОСТ 1173-2006) толщиной 0,8 мм. Для реализации процесса УЗС была использована экспериментальная установка, состоящая из ультразвукового генератора УЗГ-10, магнитострикционного преобразователя ПМС-15А-18, полуволнового сварочного волновода и пружинного пресса. Для сварки использовали наковальню и сварочный наконечник с зубчатым рельефом. Размеры наконечника составляли 5,5×5,5 мм², глубина насечек около 0,4 мм. Направление колебаний было перпендикулярно направлению прокатки листа. Варьировали величину сжимающей силы (Р) от 2,5 до 3,5 кН и длительность УЗС (τ) от 1 до 3 секунд. Для оценки качества сварных соединений определяли прочность соединений на сдвиг (S), как отношение усилия разрушения к площади наконечника; распределение деформаций “растяжения–сжатия” в поперечных сечениях образцов (ε_n), вызванных внедрением инструмента, и соответствующее распределение величин относительной протяженности бездефектных участков шва – LWD – lineal weld density.

Результаты выполненной работы показали, что прочность сварных соединений листов меди толщиной 0,8 мм, полученных в данной работе по режимам Р=2,5...3,5 кН, τ=1,5...3 с, достигала 72 МПа (см. таблица 1). Это значение выше большинства результатов, приводимых в литературе [2–4], и значительно уступает только результатам, опубликованным Yang J. с соавторами [5]. Однако, качество полученных соединений необходимо улучшать, поскольку прочность сварных соединений на сдвиг не превышала 45 – 48% прочности на сдвиг листов меди (около 150 МПа). Отметим, что средняя линейная плотность этих соединений оказалась близкой и составила 43 – 48 %.

Таблица 1. Влияние условий УЗС на прочность и линейную плотность соединений

Сжимающее усилие, Р, кН	2,5			3			3,5		
Время сварки, τ, с	1	2,5	3	1	2,5	3	1	1,75	2,75
Прочность на сдвиг, S, МПа	50±2	63±10	64±10	53±6	60±3	50±5	47±4	72±2	68±4
Средняя LWD, %	26±9	43±7	44±6	17±1	35±4	23±5	24±7	45±9	48±11

Чтобы найти пути повышения качества соединений, был выполнен анализ распределений величин LWD вдоль сечения сварной точки, который выявил однозначную

связь между линейной плотностью соединений LWD и распределением деформаций ε_n , вызванных внедрением инструмента (см. рис. 1, таблица 2). Использование инструмента с зубчатым рельефом вызывало периодическое изменение толщины сваренных образцов, и, следовательно, периодическое изменение деформации образцов ε_n , возникающей в направлении, нормальном к плоскости листов. При исследованных режимах УЗС максимальная глубина внедрения зубьев инструмента была меньше глубины впадин, (т.е., впадины между зубьями инструмента не полностью заполнялись металлом), и взаимное положение зубьев наконечника и наковальни не контролировалось. Поэтому в большинстве случаев нормальная деформация ε_n периодически менялась не только по величине, но и по знаку (см. таблица 2).

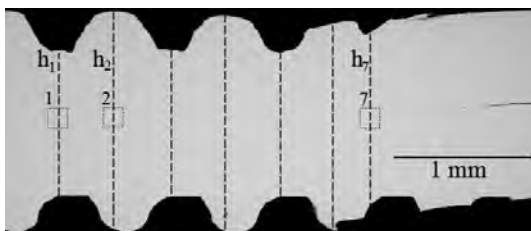


Рис. 1. Схема измерений локальной деформации и плотности соединения

Таблица 2. Распределение деформаций и линейной плотности соединения вдоль сечения сварной точки

Положение точки	1	2	3	4	5	6	7
LWD (%)	84	5	67	26	73	26	55
$\varepsilon_n(\%)=100 \times h_i/h_0, h_0=1,6 \text{ мм}$	-20	+17	-18	+15	-19	+8	-16

Прицельные оценки величин ε_n и линейной плотности соединения (LWD) показали, что соединения с LWD более 70% формировались только в тех участках, где сжимающая деформация образца составляла более 15%. При меньшей величине сжатия, до 10%, LWD не превышала 50%. Появление локальных растягивающих деформаций оказывало крайне негативное влияние на качество сварного шва, поскольку в таких участках LWD не превышала 25%, и в отдельных участках LWD падала до 5%, даже если растягивающая деформация была небольшой, около 5...7%.

Таким образом, экспериментально показано, что наличие в контактной области сжимающих деформаций является необходимым условием образования соединений при УЗС. Для получения соединений меди с линейной плотностью не менее 70% необходимо, чтобы деформации сжатия по всей поверхности контакта соединяемых листов были более 15%. Кроме того, необходимо обеспечить равномерное распределение сжимающих деформаций по контактной поверхности, что требует разработки, изготовления и апробации инструмента с соответствующим рельефом.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 22-19-00617. Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. In: Power Ultrasonics. Applications of High-Intensity Ultrasound. / Eds. Gallego-J uáres J.A., Graff K.F. – Elsevier, 2015. – 259-293 pp.
2. Cheng X.M. et al Ultrasonic system and ultrasonic metal welding performance: A status review // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – № 84. – P. 1196–1216. – DOI:10.1016/j.jmapro.2022.10.067.
3. Michael de Leon, Shin. H.-S. Review of the advancements in aluminum and copper ultrasonic welding in electric vehicles and superconductor applications. // J. Mater. Process. Tech. – 2022. – № 307. – P. 117691. – DOI:10.1016/j.jmatprotec.2022.117691.
4. Müller F.W., Schiebahn A., Reisgen U. Quality prediction of disturbed ultrasonic metal welds. // J. Adv. Join. Process. – 2022. – №5. – P. 100086. – DOI:10.1016/j.jajp.2021.100086.
5. Yang J., Cao B., Lu Q. The Effect of Welding Energy on the Microstructural and Mechanical Properties of Ultrasonic-Welded Copper Joints. // Materials. – 2017. – № 10. – P. 193. – DOI:10.3390/ma10020193.

ВЛИЯНИЕ «L-S» ОБЛАСТИ ДИАГРАММЫ ПЛАВКОСТИ «AL-Ti» НА ГОРЕНИЕ СВС-СИСТЕМЫ «Al-Ti-N».

Шкода О.А.

Томский научный центр СО РАН, Томск

Согласно работам по фильтрационному горению [1, 2], монопорошок металла горит послойно по всему объёму в атмосфере азота только при сохранении проницаемости в исходном образце. В случае проплавления исходного металла осуществляется только поверхностное, чаще всего спиновое горение. Введение в исходную смесь инерта приводит к уменьшению температуры горения, и, либо к полному подавлению плавления металла, либо к возникновению небольших количеств контактных жидкостей, которые быстро переходят в равновесные твёрдые фазы при повышении температуры, что способствует возникновению послойного горения по всему объёму. Но если исходная смесь представляет собой смесь двух различных металлов, в том числе, если второй добавочный металл является малоактивационным, почти инертным по отношению к взаимодействию с реакционным газом (в данном случае – с азотом), то превращение зоны реакции волны горения в твёрдо жидкий расплав не приводит к прекращению горения [3, 4, 5].

В данной работе была поставлена задача: исследовать зависимость полноты превращения, режима горения системы «Ti-Al-N» от исходного состава Ti/Al % вес., и сопоставить эти зависимости с типом «L-S»-области диаграммы плавкости «Ti-Al» [6].

В работе анализировали экспериментальные данные, полученные при изменении параметров горения и свойств продуктов горения СВС-системы «Ti-Al-N».

Содержание титана в весовых процентах варьировали в пределах 10-95 % вес Ti/Al. Все данные сопоставляли с «L-S»-областью диаграммы плавкости «Ti-Al». Если максимальная температура горения лежит в «L-S»-интервале, и все «облако» данных степени превращения точно заполняет «L-S»-пространство, то влияние типа, фазового состава, ширины «L-S»-области должно сказываться на режиме горения [6 - 9].

Экспериментальные данные полноты превращения η , а также количество нитридов в условных единицах сопоставляли с диаграммой плавкости и нашли, что общий вид хода кривых совпадает с ходом кривых линии ликвидус и линии солидус за исключением некоторых областей. «Облако» данных $\Sigma\eta_i$ заполняет только «L-S»-пространство.

Все эти особенности «L-S»-областей тесно связаны с изменением режима горения, что ярко отражается на макроструктуре конечных продуктов горения.

Таким образом, с уменьшением доли «L-S»-расплава возникает меньше условий для протекания химических реакций взаимодействия титана с азотом. Это происходит по причине того, что молекулярный азот, обладающий низкой энергией активации, не имеет возможности диссоциироваться на активный атомарный при отсутствии наноповерхностей, а так же из-за отсутствия титана или титаново-алюминиевых сплавов в наноразмерном состоянии.

Найденные в данной работе типы переходов от объёмного горения к поверхностному совпадают с такими же переходами в системе «металл-азот» без образования расплава в волне горения в работе [10].

Смена режима горения СВС-системы «Ti-Al-N» при изменении исходного состава определяется, в основном, изменением ширины температурного «L-S»-интервала. По мере сужения температурного интервала «L-S»-области объёмное горение образца переходит в поверхностное горение. При этом часто возникают две волны горения. Вторая, идентичная первой, инициируется естественным спутным потоком и проходит по несгоревшей части образца. При «нулевой» ширине «L-S»-области наблюдается только поверхностное горение. Составы Ti/Al, соответствующие конгруэнтному соединению, могут гореть в режиме СВС без появления расплава с сохранением проницаемости пор.

Экспериментальные величины полноты превращения, образуют непрерывную кривую, полностью повторяющую ход кривой ликвидус. Кривые зависимости количества

мононитридов в конечных продуктах эквидистантны кривым полноты превращения и, следовательно, тоже повторяют ход кривой ликвидус диаграммы плавкости «Ti-Al».

Светлая память Расколенко Ларисе Григорьевне, чьи идеи лежат в основе этой работы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН проект № 0290-2021-0003.

1. Процессы горения в химической технологии и металлургии / Мержанов А. Г., Боровинская И. П., Питюлин А. Н. – Черноголовка. Из-во ИСМАН, 1975. – 298 с.
2. Процессы горения и синтез материалов. / Мержанов А. Г. – Черноголовка. Из-во ИСМАН 1998, с. 512.
3. Взаимодействие ванадия с азотом в режиме горения / Ю.М. Максимов, М.Х. Зиятдинов, Л.Г. Расколенко и др. // Физика горения и взрыва. – 1979. – Т. 15, №3. – С.161-163.
4. Круглова Н. В., Расколенко Л. Г., Максимов Ю. М. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез трёхкомпонентных систем на основе титана и металлов III, VI, VIII групп с азотом // Изв. Вузов. Цветная металлургия. – 2002. – № 2 – С. 56–59.
5. Расколенко Л.Г. Отображение состояний n-мерной химически активной среды «металл-металл-азот» в двумерных пространствах // IV Международная Конференция «Бинология, симметрология и синергетика в естественных науках»: Труды конференции – Тюмень – 2004, 52–56 с.
6. Диаграмма состояния двойных металлических систем. Т. 3. Под ред. ак. РАН Н. П. Лякишева. – М. Машиностроение, 1996 –870 с.
7. Raskolenko L.G., Shkoda O.A. Combustion in the Me1-Me2-N2 system: Unconventional macrostructure of combustion products // Int. J Self-Propag. High-Temp. Synth. – 2013 – №22. – P. 84–87. – DOI:10.3103/S1061386213020076.
8. Shkoda O. Connection of the Combustion Process of SHS System Ti-Co-N with the State Diagram // 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE), Tomsk. Russia. 2020, 1232-1235 pp. – DOI: 10.1109/EFRE47760.2020.9242011.
9. Raskolenko L.G., Shkoda O.A. The role of ‘L – S’ environment for phase formation during combustion of the SHS system ‘W – Ti – N’// XX Mendeleev congress. V. 1, Fundamental problems of chemical science. Abstract book in 5 volumes, 26–30 September, Ekaterinburg, 2016, 304 p.
10. Браверман Б.Ш., Зиятдинов М.Х., Максимов Ю.М. О горении пористых образцов в условиях неоднородной фильтрации // ФГВ. – 2002. – Т. 38, №4. – С. 49–52.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДОФАЗНЫХ РЕАКЦИЙ ПРИ ОТЖИГЕ В ДИСПЕРСНОЙ СИСТЕМЕ 3Ni+Al

Шкода О.А., Лапшин О.В.

Томский научный центр СО РАН, Томск

Материалам на основе никеля и алюминия уделяется повышенное внимание из-за благоприятных сочетаний свойств алюминидов никеля, для которых характерны высокие значения модуля упругости и твердости, повышенная жаропрочность и высокий уровень износостойкости, стойкости к окислению (в том числе при нагреве) [1, 2].

В работе проведено экспериментальное изучение и получены теоретические оценки характеристик процессов твердофазного взаимодействия в порошковых смесях состава 3Ni+Al при температуре отжига 420⁰С. Время отжига варьировалось от 1 до 400 часов. Определены константы, характеризующие кинетику зарождения и рост фаз в дисперсной порошковой смеси никеля с алюминием. Выявлено, что в процессе отжига идентифицируются все фазы, соответствующие равновесной диаграмме состояния системы никель-алюминий. Фаза Ni₂Al₃ преобладает по скорости роста и по своему количеству относительно других фаз. После 50 ч отжига фаза NiAl₃ растворяется в других фазах. На рис.1 показано микрофото после 300 ч отжига и фазы Ni₂Al₃, NiAl, Ni₃Al.

Известно [3], что в диффузионных парах между Al и NiAl движутся только атомы алюминия. В данной работе было выявлено, что в дисперсной системе наблюдается заметная подвижность и атомов никеля. Об этом свидетельствуют как наличие в центре никелевых частиц диффузионной пористости, так и рост, а затем растворение фазы NiAl₃ в Ni₂Al₃ [4]. Действительно, в этом случае на границе фаз Ni₂Al₃ и NiAl₃ должна осуществиться химическая реакция по схеме взаимодействия NiAl₃+Ni→Ni₂Al₃, что возможно только при условии диффузии атомов к данной границе через слой продукта Ni₂Al₃.

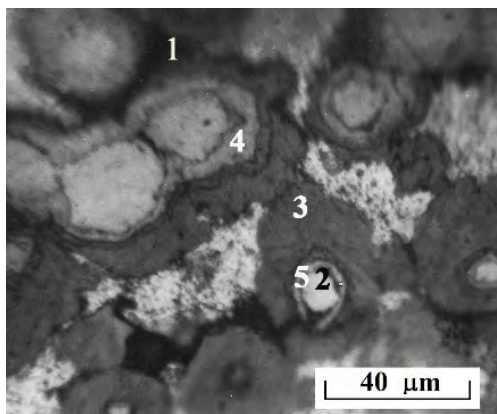


Рис. 1. Микрофотография образца состава 3Ni+Al, 300 часов отжига, 1 – Al, 2 – Ni, 3 – Ni₂Al₃, 4 – NiAl, 5 – Ni₃Al

Методом обратной задачи определены кинетические константы, характеризующие скорости зародышеобразования и роста фаз NiAl₃, Ni₂Al₃, NiAl, Ni₃Al, а также общей фазовой прослойки в порошковых составах 3Al+Ni и 3Ni+Al. Выявлено, что при температуре отжига порошковой смеси 420⁰С константа скорости химической реакции в интерметаллических фазах имеет величину порядка 10⁻⁴ ÷ 10⁻³ ч⁻¹, а показатель степени реакции варьируется в достаточно широких пределах 1 ÷ 4.12.

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН проект № 0290-2021-0003.

1. Desai V. Materials for high-temperature protection/ V. Desai // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2006. – V. 58, № 1. – P. 15–16.
2. Effect of sintering pressure and temperature on structure and properties of Ni-Al metal-intermetallic composites produced by SPS / T. S. Ogneva, I. A. Bataev, V. I. Mali et al. // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 180. – P. 12. – DOI 10.1016/j.matchar.2021.111415.

3. A study of self-propagating high-temperature synthesis of NiAl in thermal explosion mode / A. Biswas, S.K. Roy, K.R. Gurumurthy et. al. // *Acta Mater.* – 2002. – Vol. 50. Iss. 4. – P. 757. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00387-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00387-1)
4. Naiborodenko Yu.S., Kasatskii N.G., Shkoda O.A. Kinetics of phase transformations in a dispersed nickel-aluminum system // *Russ. Phys. J.* – 1996. – Vol.39, № 7. – P. 626. – DOI:10.1007/BF02439090.

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН И ДОМИНИРУЮЩИЕ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ

¹Шлянников В.Н., ²Шанявский А.А., ¹Суламанидзе А.Г., ¹Косов Д.А., ²Солдатенков А.П.

¹Федеральный исследовательский центр “Казанский научный центр РАН”, Казань

²Авиарегистр Российской Федерации, Москва

В настоящем исследовании представлены интерпретация и анализ развития трещин при изотермическом и неизотермическом циклическом нагружении для условия гармонической усталости, взаимодействии ползучести и усталости, синфазной и несинфазной термомеханической усталости. Объектами экспериментальных и фрактографических исследований выступали образцы с односторонним боковым надрезом из поликристаллического сплава на основе никеля ХН73М. Испытательный комплекс включал сервогидравлическую установку Zwick/Roell HA100, системы индукционного и конвективного нагрева, а также системы принудительного охлаждения потоком сжатого воздуха. Для регистрации раскрытия и длины трещины установка оснащена высокотемпературным экстензометром Epsilon и устройством замеров разности электрического потенциала постоянного тока. Анализ поверхностей усталостного разрушения осуществлялся на сканирующем электронном микроскопе Zeiss Merlin с приставкой Oxford Instruments для картирования распределения химических элементов методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Цель настоящего исследования состояла в установлении взаимосвязи между регистрируемыми непосредственно в процессе эксперимента параметрами развития трещин и фрактографическими особенностями доминирующих механизмов по стадиям циклического разрушения. Для этого разработан метод интерпретации роста трещин на основе скорости выделения энергии и прямых измерений раскрытия вершины трещины. В качестве параметра сопротивления разрушению выступала производная от работы, затраченной на образование новых поверхностей разрушения, по приращению длины трещины. Экспериментальные данные для всех состоявшихся изотермических и неизотермических испытаний в диапазоне температур от 23°C до 650°C представлены в виде диаграмм изменения площади петель скорости выделения энергии по циклам деформирования.

В результате анализа экспериментальных данных для каждой из диаграмм, соответствующих гармонической усталости, взаимодействию ползучести и усталости, синфазной и несинфазной термомеханической усталости, установлены характерные точки и области изменения их поведения по стадиям циклического разрушения. Данные области были подвергнуты тщательному фрактографическому анализу, который подтвердил взаимосвязанную с изменением параметра сопротивления разрушению смену доминирующих механизмов циклического разрушения. В зависимости от сочетания температуры и профиля цикла механического нагружения установлены условия появления и закономерности изменения шага усталостных бороздок по длине трещины. Представлена оценка влияния диапазона температур на реализацию и смену внутризеренного, межзеренного и смешанного механизмов разрушения по длине трещины в различных сочетаниях уровней и профилей механических напряжений. На основе совместного выполненного проблемно-ориентированного эксперимента и фрактографического анализа показаны различия в кинетике и механизмах развития трещин при изотермическом и неизотермическом циклическом гармоническом и термомеханическом деформировании.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российским научным фондом по гранту 23-19-00158.

ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ МЕЗОМЕХАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СВЯЗАННЫХ С ДЕФОРМАЦИЕЙ

Шулепов И.А., Нейман А.А., Филиппов А.В., Бурлаченко А.Г., Фортуна С.В., Буякова С.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, полученные с применением равноканального углового прессования (РКУП), остаются в сфере современного металловедения, поскольку позволяют повысить механическую прочность деталей машин без изменения химического состава [1]. Исследователи рассматривают различные приложения и выполняют соответствующие эксперименты и тесты, чтобы выяснить их потенциал. Исследования [2] образцов ультрамелкозернистой меди после РКУП продемонстрировали, что коэффициенты трения на 5–10 % выше, чем полученные на свежетожженных крупнозернистых образцах, однако износостойкость у образцов ультрамелкозернистой меди выше в 1,05–2 раза по сравнению с свежетожженными крупнозернистыми образцами. Это связано с медленным накоплением деформации и окислительным износом.

В данной работе проведены исследования взаимосвязи изменения электронной структуры поликристаллической и монокристаллической меди в зависимости от деформации.

На рисунке 1 представлены дифрактограммы от исходного образца поликристаллической меди, от образцов после РКУП, РКУП отожжённой при 200°C и от монокристалла меди. Дифрактограммы свидетельствуют о том, что происходит значительная деформация кристаллической решетки после РКУП, а отжиг упорядочивает кристаллическую структуру.

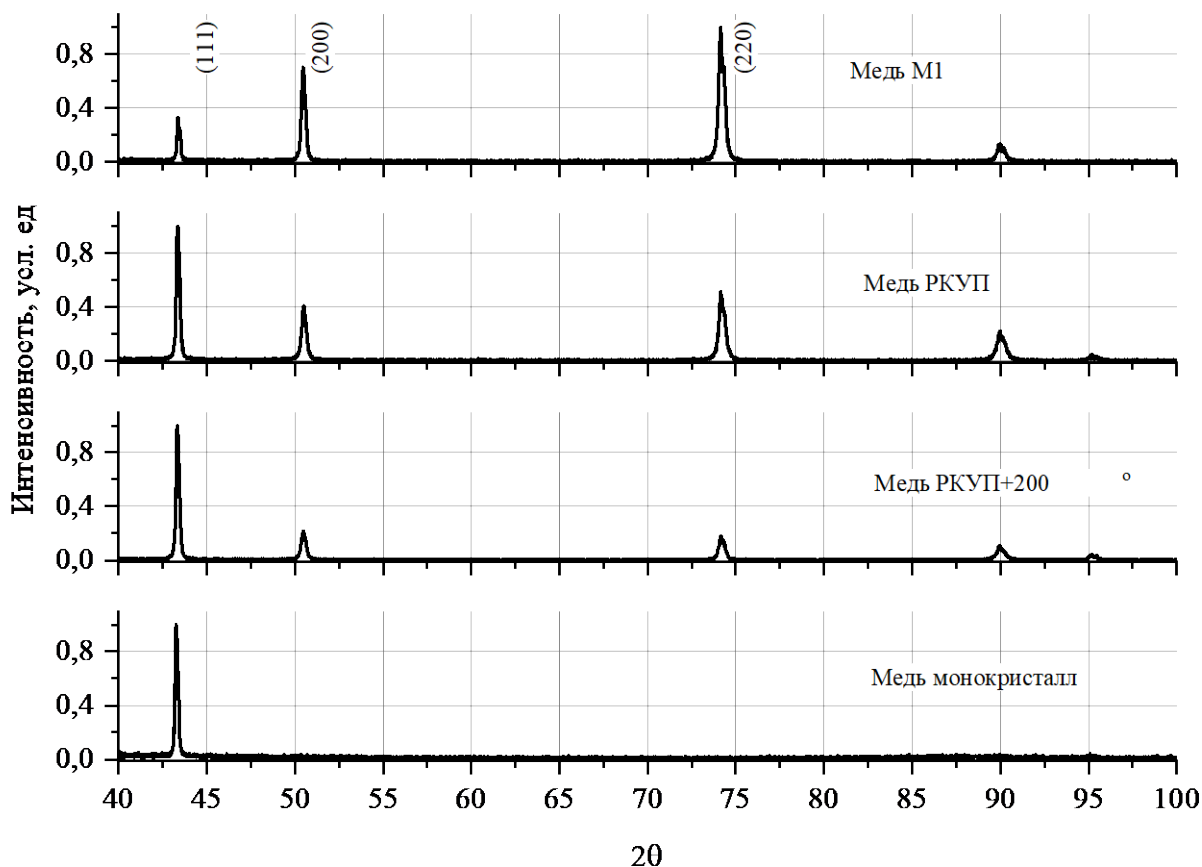


Рис.1. Дифрактограммы от образцов меди

На рисунке 2 представлены вторично-электронные спектры от образцов после РКУП, РКУП отожжённой при 200°C и от монокристалла меди. Из графика спектра от образца

РКУП следует, что линии в области $\sim 720\text{эВ}$ – 920эВ сдвинуты в сторону высокой энергии, это связано с меньшей проводимостью (заряд от первичного пучка электронов накапливается) из-за образования дефектов после РКУП. В области от 0эВ до 40эВ отмечаются отличия формы линий спектра (формирующихся при рассеянии на валентных электронах) от образца после РКУП. Это может быть связано так же с образованием дефектов, на которых изменяется электронная структура атомов.

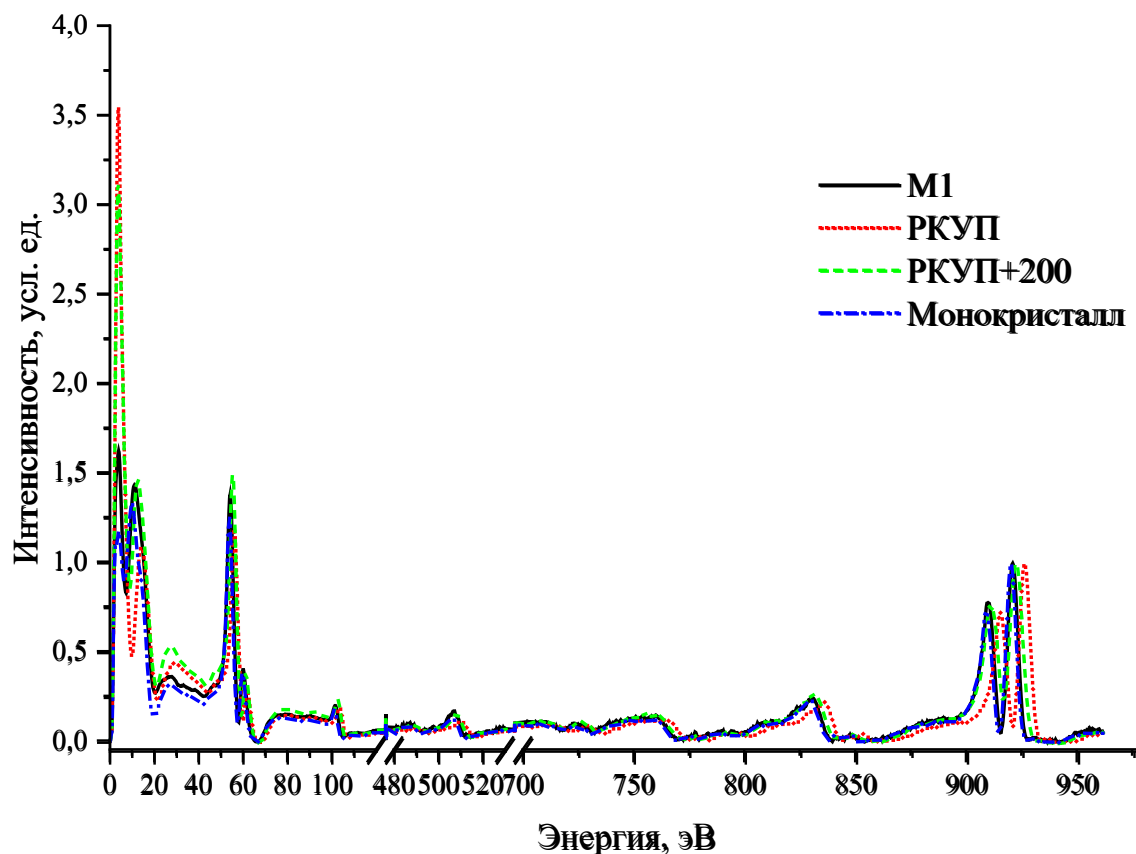


Рис. 2. Электронные спектры от образцов меди

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

1. Valiev R., Islamgaliev R., Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // Prog. Mater. Sci. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI:10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
2. Wear, vibration and acoustic emission characterization of sliding friction processes of coarse-grained and ultrafine-grained copper / A.V. Filippov, S.Y. Tarasov, O.A. Podgornykh, S.V. Fortuna, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov // Wear. – 2019. – Vol. 424-425. – P. 78-88. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.02.014.

Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЛАМИНИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ Nb/Ti₃Al(Si)C₂

¹Абдульменова А.В., ¹Кроткевич Д.Г., ¹Кашкаров Е.Б., ¹Пушилина Н.С., ^{1,2}Травицкий Н.

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Университет Фридриха-Александра Эрлангена Нюрнберга, Эрланген, Германия

Введение. МАХ-фазы и композиты на их основе представляют сравнительно новый класс материалов, описываемый общей формулой $M_{n+1}AX_n$, где М – переходный металл, А – металл IIIA или IVA периодической таблицы, Х – углерод или азот, $n=1-3$. Они обладают уникальными свойствами металлов и керамики, такими как высокая температура плавления, малая плотность, высокая прочность и коррозионная стойкость, высокая тепло- и электропроводность [1]. Несмотря на их высокие прочностные свойства при высоких температурах, применение таких композитов в промышленности ограничено из-за их макроскопической хрупкости при низких температурах. Существуют разные подходы для повышения трещиностойкости и улучшения механических свойств материалов [2]. Одним из способов, является создание металл/керамических слоистых композитов. Для получения таких композитов был предложен подход, основанный на применении прекерамических бумаг с порошковым наполнителем и металлических фольг из пластичного тугоплавкого металла (ниобия). Для снижения взаимодействия между слоями металла и керамики может быть использован метод искрового плазменного спекания, обеспечивающий высокоскоростной синтез плотных композитов [2]. Целью настоящей работы являлось установление влияния длительности искрового плазменного спекания на микроструктуру и деформационное поведение металл/керамических композитов, полученных из прекерамических бумаг с порошковым наполнителем из МАХ-фазы Ti₃Al(Si)C₂ и металлических фольг ниобия.

Материалы и методы исследования. Исходное сырье представляет собой многослойный материал с чередующимися слоями прекерамической бумаги на основе МАХ-фазы Ti₃Al(Si)C₂ (ТАС) и металлической фольги Nb. Прекерамическая бумага была изготовлена с помощью бумагоделательной машины D7 (Sumet Systems GmbH). Подготовленные бумаги имели следующий состав: 7,3 масс.% волокон целлюлозы, 87 масс.% порошка Ti₃Al_{0,75}Si_{0,25}C₂, 3 масс.% порошка Al₂O₃ и 2,7 масс.% добавок для удержания. Фольги Nb укладывались через каждый слой ТАС так, чтобы общее количество слоев составляло 21, а внешние слои были слоями ТАС. Спекание подготовленных стеков проводилось на установке Advanced Technology SPS 10-4 при $T = 1250$ °C, $P = 50$ МПа в течение 3, 5 и 20 мин. Микроструктуру и элементный состав спеченных образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на установке Vega 3. Для оценки прочности при изгибе изготовленных композитных материалов были проведены испытания на трехточечный изгиб с использованием испытательной машины Al-7000M (GOTECH). Для механических испытаний были подготовлены прямоугольные балки длиной 18 мм, шириной 2 мм и толщиной 1,7 мм. Расстояние между опорами составляло 16 мм, а скорость перемещения траверсы – 0,05 мм/мин.

Результаты. В результате спекания композитов сформировалась заданная слоистая структура с чередующимися керамическими слоями, сформированными из прекерамических бумаг, и металлическими слоями из Nb. На границе раздела металл/керамика формируется реакционный слой, обогащенный ниобием, алюминием и кремнием. Формирование данного слоя обусловлено взаимной диффузией элементов МАХ-фазы (преимущественно Al и Si) и Nb. При различных длительностях спекания образуются реакционные слои различной толщины (рис. 1): $17,5 \pm 0,2$ мкм (3 мин), $18,3 \pm 0,6$ мкм (5 мин) и $20,3 \pm 0,3$ мкм (20 мин). Таким образом, с увеличением времени спекания композитов толщина реакционных зон постепенно увеличивается.

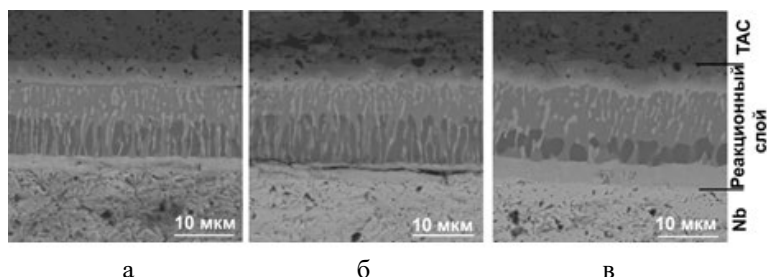


Рис. 1. СЭМ изображения поперечных сечений реакционных слоев ламинированных композитов при времени спекания 3 мин (а), 5 мин (б) и 20 мин (в)

Механические испытания на изгиб продемонстрировали не типичное для хрупких материалов деформационное поведение (рис. 2а). Полученные ламинированные композиты Nb/ТАС имеют хрупко-вязкий механизм разрушения с относительной деформацией более 1%, что связано со слоистой структурой данных образцов и наличием пластичных слоев Nb. Образование трещин в ламинированных образцах происходит при нагрузке 300 МПа (3 мин), 270 МПа (5 мин), 235 МПа (20 мин) и относительной деформации 0,7 % (3 мин), 0,5 % (5 и 20 мин). При дальнейшей деформации происходит небольшое упрочнение композитов, предел прочности которых составил 320 МПа (3 мин), 330 МПа (5 мин). Анализ данных показал, что при дальнейшей длительности спекания происходит снижение предела прочности на изгиб до 275 МПа (20 мин), что вероятно обусловлено увеличением толщины реакционного слоя и изменением его микроструктуры. Также, ламинированные композиты демонстрируют более высокую работу разрушения, чем монолитные образцы на основе МАХ-фазы $\text{Ti}_3\text{Al}(\text{Si})\text{C}_2$. В полученных ламинированных материалах высокая работа разрушения обычно достигается за счет отклонения и разветвления трещин на границах раздела реакционных слоев и пластической деформации слоев Nb (рис. 2б).

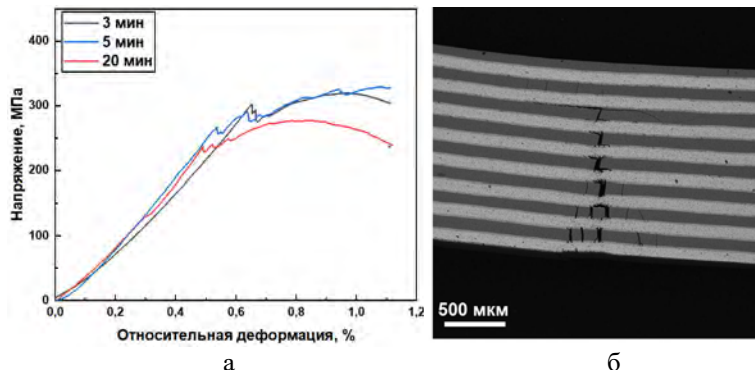


Рис. 2. Деформационные кривые для композита Nb/ТАС при различном времени спекания (а). СЭМ изображения поперечного сечения поверхности разрушения при относительных деформациях 1,1 % (5 мин) (б)

Заключение. Новые металл/керамические ламинированные композиты Nb/ $\text{Ti}_3\text{Al}(\text{Si})\text{C}_2$ были получены методом искрового плазменного спекания. Показано, что в результате спекания происходит взаимная диффузия между металлическими слоями Nb и керамическими слоями на основе $\text{Ti}_3\text{Al}(\text{Si})\text{C}_2$, в результате чего образуется диффузионный слой, обогащенный Nb, Al и Si, толщина которого растет с увеличением времени спекания. Композиты демонстрируют хрупко-пластичное разрушение, характеризующееся хрупким разрушением твердых слоев керамики и механизмом пластичного разрушения мягких слоев Nb. Влияние времени спекания композита на механические свойства требуют более детального исследования в будущем.

Исследование выполнено в рамках гранта РНФ 23-19-00109.

1. Barsoum M.W., Radovic M. Elastic and mechanical properties of the MAX phases // Annu. Rev. Mater. Res. – 2011. – Vol. 41. – P. 195-227. – DOI: 10.1146/annurev-matsci-062910-100448.
2. Krotkevich D. G., Kashkarov E. B., Syrtanov M. S. et al. Preceramic paper-derived $\text{Ti}_3\text{Al}(\text{Si})\text{C}_2$ -based composites obtained by spark plasma sintering // Cer. Int. – 2021. – Vol. 47, No. 9. – P. 12221–12227. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.01.070.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeMnNi И CoFeMnNi, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Астафуров С.В., Астапов Д.О.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе исследовали влияние твердорастворного упрочнения азотом на деформационное поведение, механизмы деформации и разрушения сплавов $(\text{CoCrFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$ и $(\text{CoFeMnNi})_{100-x}\text{N}_x$ ($\text{N}_x < 1,5$ ат. %) при одноосном статическом растяжении в интервале температур от -196 до 200°C ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$). Сплавы были получены индукционной плавкой и подвергнуты термомеханической обработке для получения однофазного крупнокристаллического состояния (отжиг при $T = 1200^\circ\text{C}$, 2ч, холодная прокатка с осадкой 80%, отжиг при $T = 1200^\circ\text{C}$, 2ч, закалка в воду). Независимо от содержания азота, после обработки все исследуемые сплавы обладали однофазной аустенитной структурой, средний размер зерна составлял 150-200 мкм.

Экспериментально показано, что легирование сплавов CoCrFeMnNi и CoFeMnNi азотом способствует росту параметра кристаллической решетки a аустенитной фазы. Вызванное легированием азотом концентрационное расширение кристаллической решетки в сплаве CoFeMnNi ($\Delta a/\Delta C_N = 1,6$ пм/ат. %) выше, чем в многокомпонентном сплаве Кантора CoCrFeMnNi ($\Delta a/\Delta C_N = 0,6$ пм/ат. %). Легирование азотом вызывает сильное твердорастворное упрочнение сплавов, при этом величина предела текучести линейно возрастает с ростом концентрации азота. Экспериментально определенные значения $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta C_N$ зависят от температуры испытания, они изменяются в интервале от 60 до 150 МПа/ат. %.

Исследуемые в настоящей работе многокомпонентные сплавы CoCrFeMnNi и CoFeMnNi обладают сильной температурной зависимостью предела текучести $\sigma_{0,2}$, а твердорастворное упрочнение азотом сопровождается усилением зависимостей $\sigma_{0,2}(T)$ за счет увеличения как атермической, так и термически-активируемой компонент напряжения $\sigma_{0,2}$. Независимо от температуры испытания, при малых степенях пластической деформации (вблизи предела текучести) основным деформационным механизмом выступает дислокационное скольжение, а легирование азотом сопровождается увеличением числа дислокаций в плоских скоплениях (при комнатной температуре от 5-10 дислокаций в сплавах без азота до десятков дислокаций в скоплениях в сплавах с азотом). Исследования дислокационной структуры сплавов свидетельствует в пользу формирования ближнего порядка при легировании азотом.

В сплавах CoCrFeMnNi и CoFeMnNi, не легированных азотом, при больших степенях деформации происходит развитие механического двойникования, активность которого усиливается при низкотемпературной деформации, но подавляется за счет легирования азотом. При деформации во всех сплавах формируется планарная дислокационная структура, но легирование исследуемых сплавов азотом и понижение температуры испытания сопровождаются увеличением планарности структуры. Увеличение числа дислокаций в плоских скоплениях и формирование мультиполей и плотных дислокационных стенок, состоящих из плоских скоплений дислокаций на близко расположенных плоскостях скольжения, вызывает большее деформационное упрочнение, чем совместное действие скольжения и двойникования в исходных, безазотистых многокомпонентных сплавах.

Экспериментально подтверждено, что в азотистых многокомпонентных сплавах реализуется переход «хрупкость-вязкость» при температуре -196°C , не характерный для деформации исходных сплавов CoCrFeMnNi и CoFeMnNi.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00261, <https://rscf.ru/project/20-19-00261/>. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ НА СТОЙКОСТЬ К УДАРУ

^{1,2}Атрошенко С.А., ³Геращенко Д.А., ⁴Смаковский М.С., ^{4,5}Савенков Г.Г.

¹*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург*

²*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

³*ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург*

⁴*Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург*

⁵*Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет), Санкт-Петербург*

Лазерная, наряду с другими высокоэнергетическими методами, поверхностная обработка металлов и сплавов, плохо упрочняемых традиционными химико-термическими методами, с целью повышения их эксплуатационных свойств (износостойкости, коррозионной стойкости и др.) является одним из важнейших направлений обработки материалов современного машиностроения.

Ряд указанных металлических материалов применяется для изготовления деталей машин, испытывающих экстремальные (динамические, температурные и др.) внешние воздействия, что требует их стойкости к таким, в частности, к ударным, нагрузкам. В то же время известно, что любая модификация поверхности металлов и сплавов различными высокоэнергетическими методами приводит, например, в условиях плосковолнового ударного нагружения к изменению их динамических характеристик [1–3] и стойкости к удару [4]. Однако неясно, как поведёт себя и упрочнённый слой при ударных нагрузках высокой интенсивности, даже если находится с тыльной стороны от поверхности, принимающей на себя удар.

Отсутствуют сведения и о том, как влияет упрочнённый слой, находящийся на тыльной поверхности, на откольную прочность материала в целом. То, что влияние упрочнённого слоя на свойства материала должно сказываться, сомнения не вызывает. Дело в том, что образец с поверхностно упрочнённым слоем можно рассматривать как некое подобие композита с сэндвич-структурой: тонкий упрочнённый слой – сверхтонкая граница – вязкая подложка большой толщины. Механические свойства материала по обе стороны границы существенно различаются, могут различаться и упругие модули, хотя и незначительно. Поэтому на границе могут создаваться некие локальные контактные напряжения, которые могут изменить весь ход развития процесса нагружения. В принципе, это может привести как к изменению динамических характеристик, включая откольную прочность, материала так и к изменению механизмов деформации и разрушения.

Цель настоящей работы состояла в оценке указанных изменений в образцах в виде диска из нержавеющей стали 08X18H10T, одна из сторон которого обрабатывалась комбинированным методом (холодное газодинамическое напыление и последующая лазерная обработка), после воздействия по нему плоского ударника со скоростью $V=220-350$ м/с.

Методики и материал

На одну из сторон каждого диска диаметром 92 мм и толщиной 10 мм методом холодного газодинамического напыления на установке «Димет-403» (производитель ООО «ОЦПН» г. Обнинск) наносился порошок А10-01 ($Al+Al_2O_3$). Оксид алюминия в данном случае стабилизировал процесс напыления. Толщина напылённого слоя составляла 60 – 80 мкм. После напыления с помощью лазерного комплекса «Factory» (Россия) проводилась обработка напылённой поверхности (рис. 1а). Мощность лазера при обработке – 200 Вт, скорость сканирования – 100 мм/с, шаг сканирования – 75 мкм, диаметр пятна – около 100 мкм при небольшой расфокусировке. Алгоритм обработки – в шахматном порядке (для более равномерного распределения нагрева) (рис. 1б).

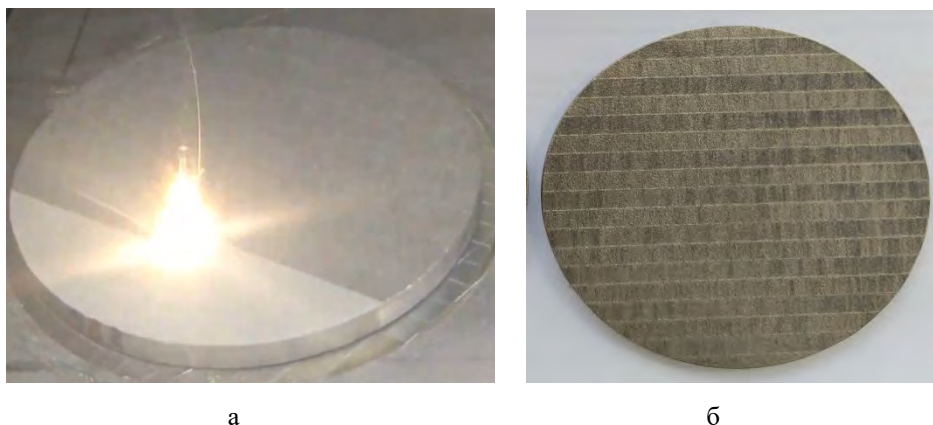


Рис.1. Обработка лазером напыленной поверхности (а) и вид обработанной поверхности (б)

После лазерной обработки корунд расплавлялся и поднимался на поверхность, таким образом, в интерметаллидном слое корунд отсутствовал.

Ударные испытания обработанных и необработанных дисков проводилось на установке ПГ-57 в плосковолновой постановке. Основой установки ПГ-57 является газовая пушка калибром 57 mm с двухдиафрагменным затвором, работающая на сжатом воздухе или гелии давлением до 15 МПа. Исследования структуры проводились на оптическом микроскопе Axio - ObserverZ1 M в светлом поле и в контрасте C-DIC. Микротвердость стали определялась на микротвердомере SHIMADZU серии HNV-G (по методу Виккерса) при нагрузке 100 г.

Структура стали 08X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 276 м/с представлена на рис. 2. Лазерный слой толщиной в среднем 80 μm в некоторых местах имеет отдельные трещины иногда на границе с основным металлом. Трещины, вызванные ударным нагружением, расположены вдоль направления предварительной деформации и вдоль распространения ударной волны. Видны строчки интерметаллидных фаз, вдоль которых и проходят трещины.

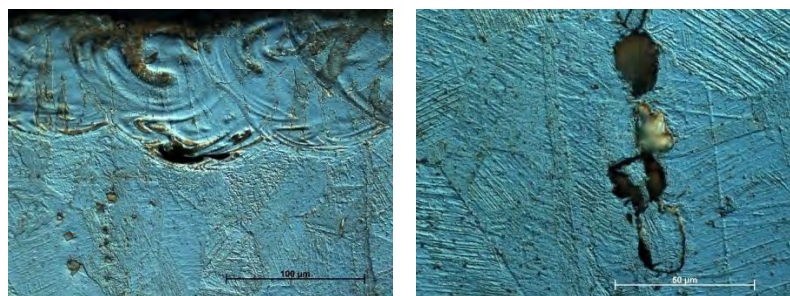


Рис. 2. Структура стали 08X18H10T после лазерного воздействия и ударного нагружения со скоростью 276 м/с (а x500 C_DIC, б x1000 C_DIC)

Атрошенко С.А. выполняла эту работу в рамках проекта «Динамика и экстремальные характеристики перспективных наноструктурированных материалов» (соглашение с Минобрнауки России № 075-15-2022-1114) и по гранту 22-11-00091 РНФ.

1. Strength of plasma sprayed turbine-blade coatings using an advanced spallation technique / K. Baumung, G. MuÈller, J. Singer, G.I. Kanel, S.V. Razorenov // Journal of applied physics. – Vol. 89, №.11. – P. 6523 – 6529.
2. Савенков Г.Г., Кузнецов А.В., Брагов А.М. Динамическая прочность титанового сплава с модифицированной электронным пучком поверхностью // ЖТФ. – 2018. – Т.88. Вып. 5. – С. 740–744.
3. Савенков Г.Г., Кузнецов А.В. Динамические характеристики металлических материалов после лазерного легирования поверхности образцов // Глава 8. Монографии «Перспективные материалы и технологии». Т. 2. – Витебск: УО «ВГТУ», 2019. – С. 120 – 130.
4. Экспериментальное исследование влияния лазерной обработки на стойкость металлокерамического покрытия к высокоскоростному удару / В.М. Фомин, А.А. Гольшев, А.Г. Маликов, А.А. Филиппов, В.С. Шикалов, М.А. Ядренкин, А.М. Оришич // Журнал инженерной физики и теплофизики. – 2022. – № 12.

КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И АКУСТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ Fe-Cr-Ni СПЛАВА

Баранникова С.А., Исхакова П.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одним из наиболее изученных направлений в области ультразвуковых исследований является исследование изменений структуры материалов в результате усталостного нагружения и термической обработки [1]. Однако до сих пор не достаточно обоснована связь такого параметра, как скорость ультразвука, измеренного в процессе нагружения, с действующими деформациями и напряжениями в условиях γ - α' -фазового превращения в сплаве [2].

В настоящей работе проведено исследование вариаций скорости ультразвуковых релеевских волн методами неразрушающего контроля при растяжении сплава Fe-18%Cr-10%Ni в широком температурном интервале ($140 < T < 340$ K), который выбирался с учетом возможности реализации в материале прямого $\gamma \rightarrow \alpha'$ мартенситного превращения [2]. Образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм растягивались со скоростью $6,67 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Одновременно с регистрацией кривых нагружения измерялась скорость ультразвуковых релеевских волн с использованием метода автоциркуляции [3], а также проводился магнитофазовый анализ образцов (определение объемной доли феррита).

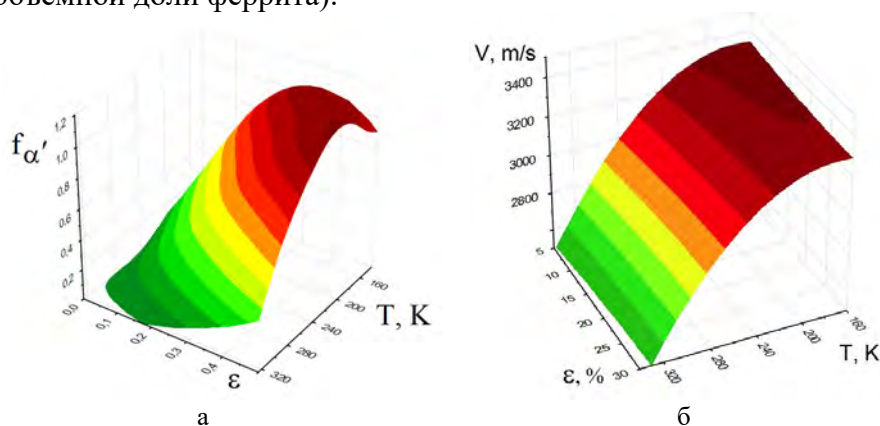


Рис. 1. Влияние температуры и общей деформации на изменение объемной доли мартенситной фазы (а) и скорости распространения ультразвука (б)

Установлены зависимости изменения объемной доли мартенситной фазы и скорости распространения ультразвука в процессе растяжения (рис. 1). Показано, что ультразвуковые измерения имеют большой потенциал для определения кинетики фазовых превращений, происходящих при нагружении образцов стали при пониженных температурах в режиме реального времени.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда, проект № 22-29-01608, <https://rscf.ru/project/22-29-01608/>.

1. Non-destructive techniques for the detection of sigma phase in duplex stainless steel: A comprehensive review / M.V. Biezma, U. Martin, P. Linhardt, J. Ress, C. Rodríguez, D.M. Bastidas // Eng. Fail. Analys. – 2021. – Vol. 122. – P. 105227. – DOI:10.1016/j.engfailanal.2021.105227.
2. Effect of strain rate on the strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels / J. Talonen, H. Hänninen, P. Nenonen, G. Pape // Met. Mat. Trans. A. – 2005. – Vol. 36. – P. 421–32. – DOI:10.1007/s11661-005-0313-y.
3. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Iskhakova P.V. Mechanical and acoustic properties of deformable alloys // Izv. Ferr.Metall. – 2023. – Vol. 66. P. – 162–167. – DOI:10.17073/0368-0797-2023-2-162-167.

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЛЕДОВЫХ УСЛОВИЯХ, ФОРМИРОВАНИЕМ ПОВЕРХНОСТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ СПЛАВОВ С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Бледнова Ж.М., Каплюхин А.Э., Курапов Г.В., Балаев Э.Ю.О., Юркова А.П.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар

Интенсивное развитие в настоящем и необходимость реализации новых перспективных инвестиционных проектов в регионах Крайнего Севера и Арктики в будущем требуют создания новых функциональных и конструкционных материалов для работы в экстремальных условиях низких температур, силовых, деформационных и коррозионно-кавитационных воздействий. Целью настоящего исследования является повышение эксплуатационных характеристик изделий, работающих в условиях низких климатических температур в ледовых условиях. В качестве объекта исследования выбраны лопасти гребного винта судна.

Одним из путей повышения эксплуатационных свойств, обеспечения надежности, увеличения долговечности и ресурса является композиционное конструирование наиболее нагруженных поверхностных слоев с использованием высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). При реализации технологий формирования поверхностных композиций методом послойного синтеза перспективным направлением является функционализация и интеллектуализация изделий с использованием материалов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП). Для металлоемких изделий в машиностроении экономически целесообразно использование сплавов с ТМП на основе железа. Среди сплавов с ТМП на основе железа низкотемпературного применения известны FeMnSi, FeNiCoTi, а в последнее время FeMnNiAl, FeNiCoAl(Ti,Ta,Nb,B).

На основе анализа источников информации и опыта исследований поверхностного модифицирования материалами с ТМП и с учетом стоимостного показателя предложено для повышения эксплуатационных характеристик, долговечности и живучести изделий в экстремальных условиях эксплуатации, в том числе низкотемпературных, использование высокоэнтропийных композиций на основе железосодержащих сплавов с ТМП, обладающих значительными обратимыми деформациями, релаксационными и демпфирующими способностями (Патент РФ № 2753636). В составе слоев, составляющих поверхностную композицию из материалов с ТМП, возникающие в процессе деформации фазовые превращения обеспечивают наличие пластичных фаз, осуществляющих релаксацию внутренних напряжений и подавление зародышевых трещин. Многослойная архитектура позволяет создавать сочетающиеся по составу, структуре и свойствам отдельные слои в слоистой композиции. Ранее нами был выполнен анализ эффективности функционально-ориентированных композиционных покрытий из материалов с ТМП Ni – TiNi – Ti₃₃Ni₄₉Zr₁₈ и Ni – TiNi – Ti₃₃Ni₄₉Zr₁₈ – cBN-10% Co на примере узколопастного гребного винта с высоким уровнем саблевидности профиля (т/х «NS Concord») Новороссийского морского пароходства) [1]. Такой тип движителя оказался малоэффективен при работе в ледовых условиях. В настоящей работе формирование композиционных поверхностных слоев осуществлялось высокоскоростным газопламенным напылением (HVOF) на модернизированной установке GLS в атмосфере аргона (Патент РФ № № 2535432). В качестве объекта для оценки влияния железосодержащей ВЭС- композиции с низкотемпературным функциональным слоем с ТМП Fe_{40,97}Ni₂₈Co₁₇Al_{11,5}Ta_{2,5} и с разделением слоев на адгезионные, функциональные и защитные рассмотрена следующая последовательность операций при формировании композиционного слоя на широкополосную лопасть гребного винта из стали 08X14НДЛ: адгезионные слои Ni – FeNi-TiNi – функциональный слой с ТМП Fe_{40,97}Ni₂₈Co₁₇Al_{11,5}Ta_{2,5}B_{0,05} – защитный слой TiNi. Для оценки напряженно-деформированного состояния гребного винта малой саблевидности с композиционным поверхностным слоем из сплавов с ТМП составлена конечно-элементная модель в программном комплексе Ansys. Выполненный анализ НДС позволил оценить

геометрию деформации гребного винта в пространстве в зависимости от времени нагружения.

Выполненные поисковые исследования позволили рекомендовать 3 пятикомпонентные ВЭС-композиции (Fe-Ni-Co-Al-X, где X (Ti,Ta,Nb) и 2 шестикомпонентные композиции, микролегированные бором, Fe-Ni-Co-Al-Ta-B и Fe-Ni-Co-Al-Nb-B). Исключительно перспективным материалом является сплав на основе Fe-Mn-Al-Ni с широким интервалом температур фазовых превращения от криогенных до +400°C. Получение поверхностных ВЭС-композиций из железосодержащих сплавов с ЭПФ осложняется необходимостью длительной механоактивации, обеспечивающей надежную адгезию при HVOF. Оптимальные параметры механоактивации для Fe-Ni-Co-Al-Nb не менее 4 ч., для Fe-Ni-Co-Al-Ta не менее 8 ч [2] на функционально-механические свойства выбран движитель судна, лопасти гребного винта. Для оценки напряженно-деформированного состояния гребного винта с композиционным поверхностным слоем из сплавов с ТМП составлена конечно-элементная модель в программном комплексе Ansys. Выполненный анализ НДС позволил оценить геометрию деформации гребного винта в пространстве в зависимости от времени нагружения. Показано что нанесение покрытия снижает максимальные напряжения приблизительно на 10-12% и увеличивает жесткость конструкции. Выполнен расчет НДС с учетом столкновения гребного винта с льдиной размером 0,6×0,5×1,0 м. Показано, что максимальные напряжения для гребного винта с покрытием снижены по сравнению с гребным винтом без покрытия с 231 до 211 МПа и несколько снизились пиковые значения напряжений в процессе колебаний от удара (рис.1). Это происходит за счет способности функционально-ориентированной поверхностной композиции адаптироваться к эксплуатационным условиям, как за счет химического состава покрытия, так и за счет вовлечения адаптационных механизмов структурно-фазовых переходов, характерных для материалов с ТМП. Рассмотрен случай единичного контакта льдины с лопастью гребного винта. Предстоит рассмотреть многократные контакты лопастей гребного винта с льдинами различных размеров, чтобы оценить реальную прочностную надежность движителя.

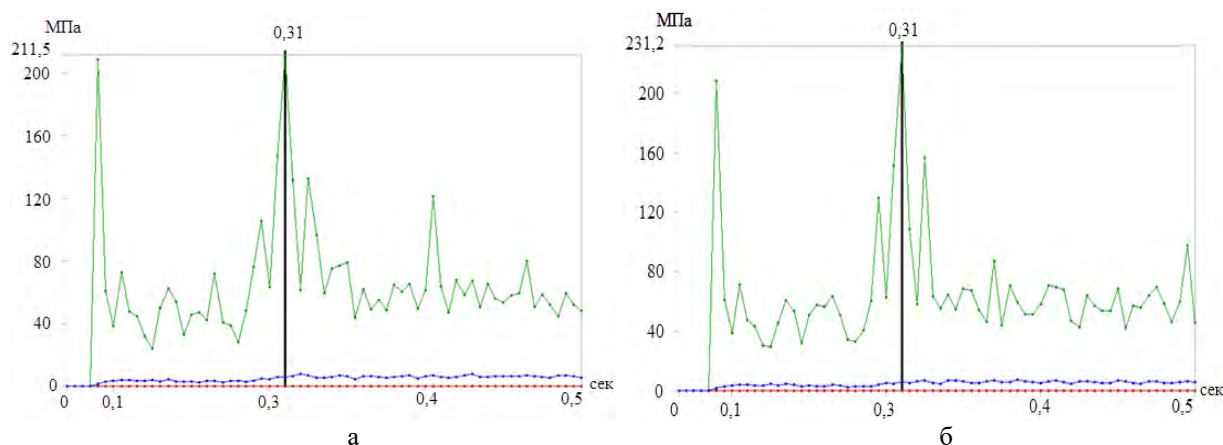


Рис. 1. Временная зависимость напряжений участка лопасти гребного винта при ударе льдиной, материал лопасти гребного винта а) сталь 08X14НДЛ; б) сталь 08X14НДЛ с композиционным поверхностным слоем из сплавов с термоупругими мартенситными превращениями Ni -Fe_{40,97}Ni₂₈Co₁₇Al_{11,5}Ta_{2,5}-TiNi

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 19-19-00331).

1. Analysis of the Efficiency of Functionally Oriented Composite Coatings Made of Materials with Thermoelastic Martensitic Transformations Zh.M. Blednova, N.A., Makhutov, P.O. Rusinov, D.V. Dmitrienko., E.Yu. Balaev // Russian Metallurgy (Metally). – 2021 – P. 1224-1232. - DOI: 10.1134/S0036029521100050.
2. Blednova Zh.M., Balaev E.Yu., Yurkova A.P. Influence of mechanical activation and mechanical alloying on the structure, phase state of the Fe-Ni-Co-Al-Nb powder composition and on high-entropy coatings based on it // Materials Science Forum. – 2021. – Vol. 1037. – P. 494-502. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.494.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

¹Буякова С.П., ²Каюров К.Н., ¹Баранникова С.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²НППГА "Луч", Новосибирск

Требования к эксплуатационным характеристикам деталей и узлов машин постоянно возрастают. Во многих отраслях машиностроения остро стоит вопрос восстановления крупногабаритных деталей, пораженных коррозионной средой в совместном действии с механическими нагрузками, которые традиционно восстанавливаются плазменной, электродуговой и лазерной наплавкой. Лазерная наплавка имеет ряд преимуществ по сравнению с другими процессами (высокую скорость и низкую погонную энергию), которые эффективно снижают деформации конструкций и уменьшают металлургическое воздействие.

В настоящее время актуальным является применение лазерной наплавки на немагнитные азотосодержащие аустенитные нержавеющие стали для элементов роторных управляемых систем (РУС) при создании высокоэффективной буровой техники. Использование немагнитных материалов позволяет избежать негативного воздействия магнитных полей на применяемые телеметрические системы РУС. Контакт с буровым раствором, содержащим агрессивные добавки, резкие изменения перепадов давления, снижают надежность работы элементов РУС. Свойства износостойких покрытий, полученных методом лазерной наплавки, изучены не достаточно и не позволяют прогнозировать результаты применения того или иного состава наплавленного металла. Целью данной работы являлось изучение неоднородности деформации в процессе одноосного растяжения соединения “наплавка-сталь”, полученного с использованием лазерных технологий.

Для исследования в качестве материала подложки была выбрана аустенитная немагнитная нержавеющая сталь марки 08X18H6AG10C, которая в настоящее время имеет положительный опыт применения в геофизической аппаратуре и по сравнению с импортными аналогами имеет более высокую коррозионную стойкость, а также прочность, без потерь пластичности. Лазерную наплавку осуществляли порошковой проволокой EnDOTec DO*30 диаметром 1,6 мм на экспериментальной установке ИФПМ СО РАН. Показано, что наплавленное износостойкое покрытие толщиной 1 мм имеет дендритную структуру с включениями боридов и карбидов железа, обеспечивающих высокий уровень твердости. Использование метода двухэкспозиционной спекл-фотографии [1] позволило рассмотреть процесс пластического течения, начиная с предела текучести и до разрушения соединения “наплавка-сталь”. Установлено, что уровень неоднородности деформации микрообъемов в зоне интерфейса и наплавленного слоя выше, чем в подложке. С ростом общей деформации отмечается повышение значений коэффициента вариации локальных деформаций на интерфейсе, более значительное со стороны наплавки, что связано с зарождением микротрещин и ростом концентрации деформации вследствие структурной неоднородности поверхностно упрочненной немагнитной аустенитной стали.

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Организация высокотехнологичного производства роторных управляемых систем для вскрытия сложных пластов и бурения скважин с большим отходом от вертикали в сложных геологических условиях, Арктике» (соглашение о предоставлении субсидии от 06 апреля 2022 № 075-11-2022-019), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

1. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. – 130 р.

МОДЕЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО МАКРОРЕЛЬЕФА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Вовнова И.Г., Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Методом многоуровневого 3D моделирования, основанного на синтезе модели механики деформируемого твердого тела и модели дислокационной кинетики, проведено исследование неоднородностей пластического течения в условиях одноосного растяжения металлических материалов. Для описания деформации реализуется синтез двух качественно различных методов моделирования: моделирования в терминах механики сплошной среды и модели, формулируемой в терминах дислокационной кинетики. Предлагаемый синтетический подход является основой для построения многоуровневой математической модели пластической деформации металлов и сплавов, учитывающей процессы на различных масштабных уровнях: 1) на дислокационном, 2) на уровне элемента деформируемой среды, 3) на макроуровне.

В работе представлены результаты численного эксперимента по деформации одноосным растяжением. Особое внимание уделено исследованию явления формирования бегающей шейки. Рассматривается задача одноосного динамического растяжения прямоугольного стержня длиной 14 мм при скорости деформации 30 м/с в полной трехмерной постановке, использовался метод конечных элементов, модель рассчитывалась в программном комплексе «РАНЕТ-3» [1]. Как было показано ранее [2, 3], для модельного описания бегающей (распространяющейся) шейки должна быть выбрана немонотонная кривая упрочнения элемента деформируемой среды, схематично изображенная на рис.1. Согласно критерию Консидера, при достижении напряжений значения σ_{k1} ($\sigma_{k1} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) начинается формирование шейки. В точке σ_{k2} локализация деформации в шейке приостанавливается, при этом соседние элементы находятся на стадии кривой деформации, благоприятной для развития локализации. Локализация деформации переходит на соседние участки, шейка распространяется вдоль образца.

Учитывая в модели упругопластической среды данный тип кривой упрочнения элемента среды, были получены трехмерные картины развития пластической деформации, приведенные на рис. 2. Хорошо видно, что при степени деформации образца равной 21% формируется локальное сужение, которое, достигнув определенного значения, начинает распространяться вдоль образца. Локальное сужение распространяется путем формирования выраженных фронтов деформации в виде макроскопических ступеней на поверхности образца. Одновременно с этим процессом с противоположной стороны образца возникает вторая шейка, которая распространяется навстречу первой в недеформированном объеме образца. Дальнейшее растяжение приводит к формированию третьей – устойчивой шейки деформации, в которой происходит разрушение материала.

Исследовано, также, влияние геометрических параметров образца. Был проведен аналогичный численный эксперимент с образцом, имеющим вдвое меньшую начальную длину (7 мм). Картины распределения интенсивности пластических деформаций существенно меняются по сравнению с

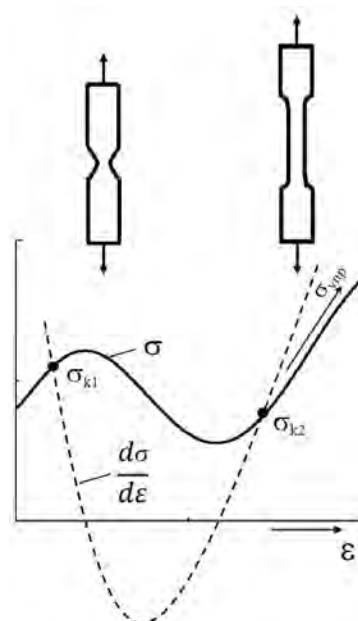


Рис. 1. Схематичное представление кривой упрочнения элемента деформируемой среды, при которой возможно появление бегающей шейки.

длинным образцом. Шейка оказывается размытой, и при её формировании не наблюдается отчетливо выраженных фронтов распространения на поверхности образца. Деформация протекает более однородно. Вторая встречная шейка не формируется.

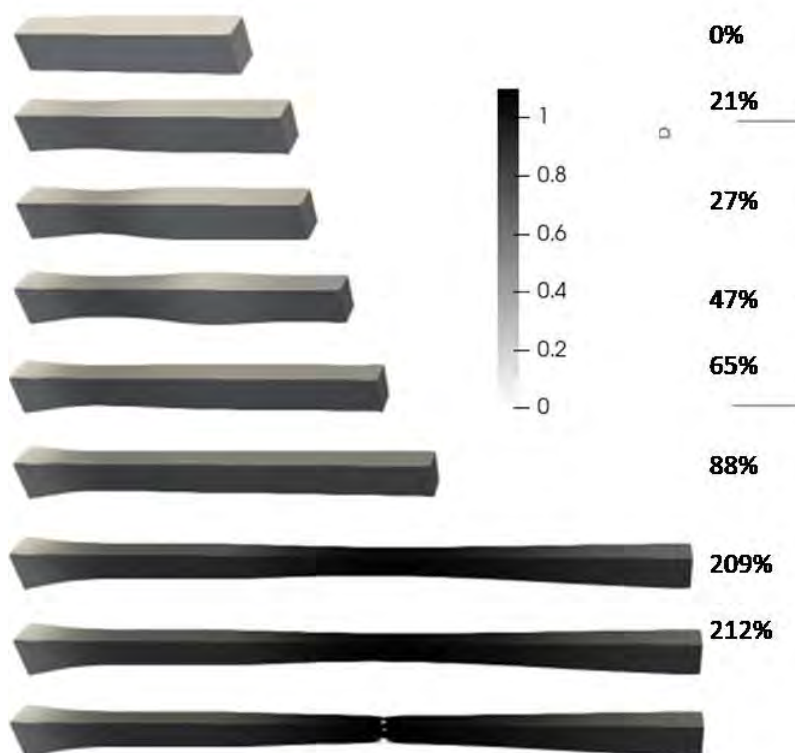


Рис. 2. Картины распределения интенсивности пластических деформаций

Проанализировано влияние макроконцентраторов напряжений, расположенных на поверхности образца. Показано, что до начала образования шейки деформации, вблизи концентраторов напряжений наблюдается формирование полос локализации вследствие деформационной аккомодации среды вблизи концентраторов, связанной с локальным избытком напряжений. Затем наблюдается развитие концентраторов напряжений, увеличение их размеров и локальных напряжений вблизи, полосы локализации при этом размываются. Параллельно описанным процессам происходит образование шеек, которые во всех случаях формируются вблизи концентраторов напряжений. Распространения шеек вдоль образца не происходит: развивается локальное сужение образца вблизи концентраторов, вплоть до момента разрушения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Югов Н.Т., Белов Н.Н., Югов А.А. Расчет адиабатических нестационарных течений в трехмерной постановке (РАНЕТ-3). Пакет программ для ЭВМ. Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. Свидетельство о гос. Регистрации программы для ЭВМ №2010611042. – 2010 г.
2. Токовая неустойчивость упрочнения микроэлемента деформационной среды как причина формирования бегающей шейки. / В.А. Старенченко, Я. Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, Н.Н. Белов, Л.А. Валуйская, И.Г. Вовнова // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Т. 19. №4. – С. 454-462. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.004.
3. Вовнова И.Г., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В. Условия формирования бегающей шейки при одноосном динамическом растяжении // Материалы во внешних полях: труды XII Международного онлайн симпозиума / под ред. В.Е. Громова, Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк: Издательский центр СибГИУ. – 2023. – С. 38-40.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ В СОЧЕТАНИИ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК79 И ЭП975

Габбасов Р.Р., Галиева Э.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Работа посвящена исследованию влияния термической обработки на структуру и свойства твердофазного соединения в сочетании никелевых сплавов ЭК79 и ЭП975.

Материалами для исследований были выбраны жаропрочные никелевые сплавы ЭК79 и ЭП975 с исходной мелкозернистой структурой. Сварку давлением проводили при температуре 1100°C. Термическую обработку проводили следующим образом: закалка с температуры 1130 °C и последующее двухступенчатое старение при температурах 850°C и 780°C.

После сварки давлением структура обоих сплавов сохранилась мелкозернистой. В сплаве ЭК79 размер γ -фазы $12,4 \pm 0,7$ мкм, γ' -фазы $2,6 \pm 0,2$ мкм. В сплаве ЭП975 размер γ -фазы $6,5 \pm 0,3$ мкм, γ' -фазы $4,3 \pm 0,3$ мкм. Энергодисперсионный анализ зоны соединения показал, что наблюдается диффузия W и Al из сплава ЭП975 в сплав ЭК79, а также встречная диффузия Cr. Ширина диффузионной зоны составила 20 мкм. Прочность твердофазного соединения составила 0,5 от предела прочности сплава ЭК79.

На рисунке 1 показана микроструктура зоны соединения после термической обработки и результаты энергодисперсионного анализа. Установлено, что в сплаве ЭП975 сохраняется мелкозернистая структура, а в сплаве ЭК79 наблюдается увеличение среднего размера зерен γ -фазы более чем в 10 раз с одновременным растворением относительно крупных частиц γ' -фазы и их выделением в теле зерен γ -фазы в виде мелких дисперсных частиц. По данным энергодисперсионного анализа установлено, что термическая обработка активизирует диффузию Mo и Nb из сплава ЭК79 в сплав ЭП975. Ширина диффузионной зоны увеличилась до 35 мкм. В результате термической обработки происходит упрочнение зоны соединения, в результате чего прочность возросла до 0,68 относительно предела прочности сплава ЭК79.

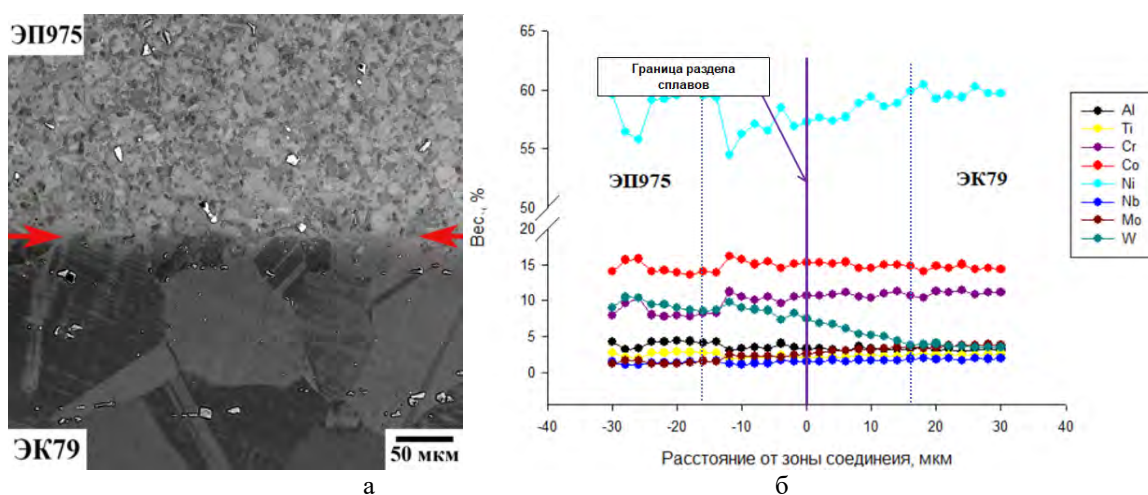


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения (а) энергодисперсионный анализ (б)

Таким образом, термическая обработка оказывает положительное влияние на прочность сварных образцов в сочетании ЭП975//ЭК79.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-00271.

**ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ ЧАСТИЦЫ В Al-Cu-Mg(-Si,-Ag) СПЛАВАХ –
ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ АТОМНОГО
РАЗРЕШЕНИЯ**

¹Гаизов М.Р., ²Боев А.О., ¹Гаизова М.Ю., ¹Кайбышев Р.О.

¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

²Сколковский институт науки и технологий, Москва

Термоупрочняемые алюминиевые сплавы системы легирования Al-Cu-Mg(-Si,-Ag) являются важными конструкционными материалами для авиастроения благодаря оптимальному сочетанию механической прочности и веса, хорошими технологическими свойствами, а также удовлетворительной коррозионной стойкостью [1,2]. Фундаментальной проблемой материаловедения данных сплавов является значительный пробел в понимании процессов, происходящей на атомном уровне на этапах образования и роста упрочняющих интерметаллидных частиц – фаз – при термической/термомеханической обработке [2]. Распределение, плотность выделения, морфология, кристаллическая структура и межфазные границы частиц сильно зависят от химического состава и режимов обработки и в значительной степени определяют их механические свойства. Фундаментальные знания об атомной структуре интерметаллидных частиц помогут разработать новые сплавы и/или оптимизировать химический состав, а также режимы обработки существующих металлических материалов для применения в конкретных областях промышленности.

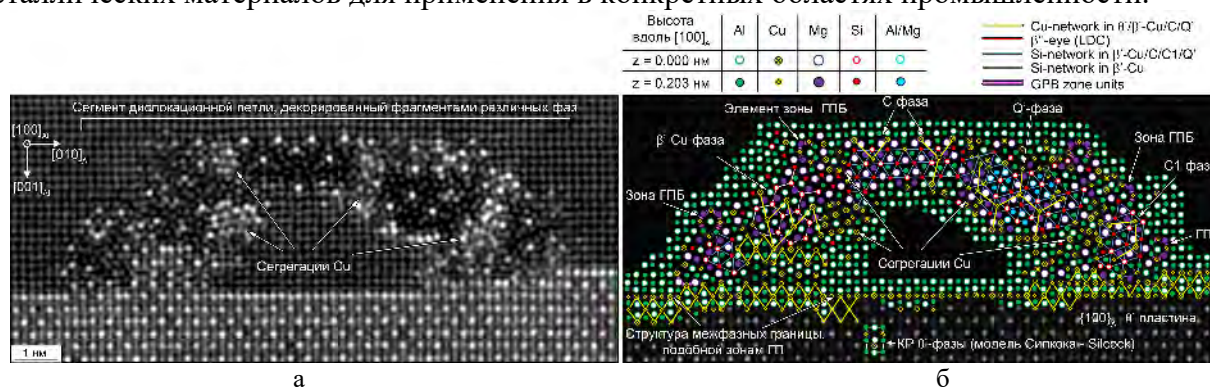


Рис. 1. Снимок ADF-STEM частиц, декорирующих дислокационную петлю (а), и предлагаемая модель распределения атомов (б) в Al-Cu-Mg-Si сплаве после старения. Ось зоны $[100]_{\text{Al}}$

В данной работе показаны примеры применения передового метода электронной микроскопии для анализа кристаллической структуры интерметаллидных частиц, образующихся в алюминии при термической/термомеханической обработке. Изображения атомной структуры частиц были получены с помощью (сканирующего) просвечивающего электронного микроскопа с коррекцией аберраций и оснащенного кольцевым детектором темного поля (HAADF-STEM). Отметим, что яркость на снимках HAADF-STEM пропорциональна $\sim Z^{1,5-2}$, где Z – атомный номер элемента, преобладающего в соответствующей колонке [3]. Для наблюдаемых структур были предложены атомные структуры, которые верифицировали с поиском энергетически выгодных конфигураций с помощью теории функционала плотности (ТФП) [1].

На рис. 1 показан снимок ADF-STEM сегмента дислокационной петли, декорированной интерметаллидными частицами в сплаве Al-Cu-Mg-Si. Данный сплав был получен после низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО), включающей закалку, пластическую деформацию растяжением на 3% и старение на максимальную твердость. Установлено, что частицы разнообразны и состоят из фрагментов ряда различных метастабильных фаз, принадлежащих к системам Al-Cu (θ' -фаза, ГП-подобные структуры), Al-Cu-Mg (элементы зон ГПБ) и Al-Mg-Si-Cu (β' -Cu, Q', C и C1-фазы, а также неупорядоченные структуры, состоящие из гексагональной решетки из атомов Si, идентифицируемых на проекциях, полученных в осях зон $\langle 200 \rangle_{\text{Al}}$). Была обнаружена новая C1-фаза, являющаяся изоструктурной модификацией C-фазы, но имеющая отличную от её

ориентационное соотношение с Al матрицей. Данная фаза образуется только на дислокационных линиях/петлях. Изучение структуры пластин θ' -фазы показало наличие различных кристаллических дефектов, ранее наблюдавшихся только в Al-Zn-Cu-Mg-Si сплавах [1].

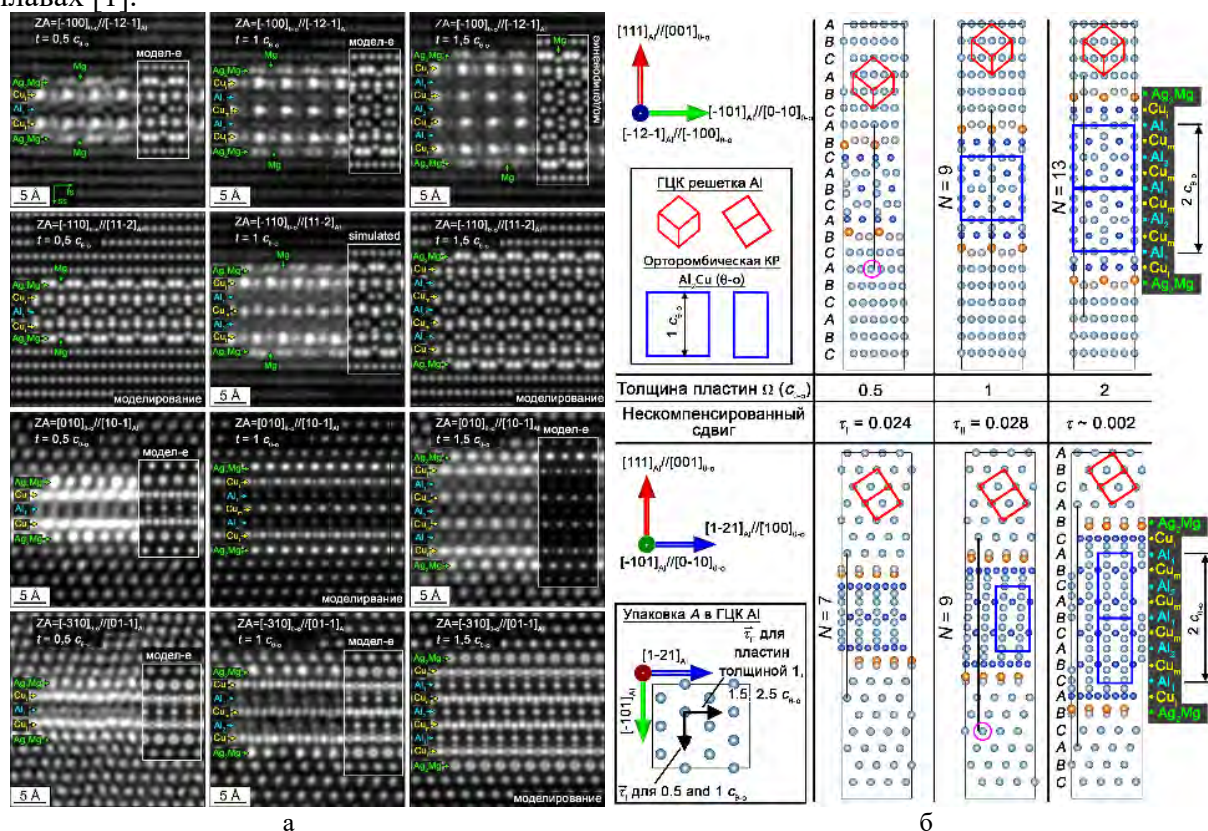


Рис. 2. Снимок ADF-STEM $\{111\}_{Al}$ пластин Ω -фазы различной толщины (а, вид пластин с торца, оси зон $\langle 211 \rangle_{Al}$ и $\langle 110 \rangle_{Al}$) и модельная суперячейка после релаксации положения атомов методом ТФП (б).

Отметим, что пластины разной толщины имеют различную ориентацию сдвиговой компоненты

На рис. 2а показана структура $\{111\}_{Al}$ пластин Ω -фазы в Al-Cu-Mg-Ag сплаве после старения. Пластины Ω имеют гексагональную или октагональную форму и структуру типа сэндвич, состоящую из широких/плоских межфазных границ и ядра – орторомбической кристаллической решетки (КР) (θ -о, Al_2Cu). ТФП расчеты (рис. 2б) показали наличие объемной и структурной несовместимости, которые проявляются в виде деформаций атомных колонок и появления компонентов сдвига, соответственно, между Al матрицей и пластинами Ω толщиной от 0 до $2,5 c_{\theta-o}$. При помощи моделирования были предсказаны два типа компонентов сдвига: $\langle 110 \rangle_{Al} // [010]_{\theta-o}$ (τ_I) и $\langle 211 \rangle_{Al} // [100]_{\theta-o}$ (τ_{II}), связанные со структурной несовместимостью частица/матрица. τ_I и τ_{II} энергетически выгодны в пластинах различной толщины. Все проанализированные пластины имеют объемное несоответствие частица/матрица вдоль $[111]_{Al} // [001]_{\theta-o}$, которые неравномерно распределяются по толщине пластины. Большие деформации несоответствия локализуются на плоских межфазных границах, т.е. в слоях Ag_2Cu и Cu_i (рис. 2б).

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 21-19-00466 (<https://rscf.ru/project/21-19-00466/>) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ», деятельность которого осуществлялась в рамках договора № 075-15-2021-690 (РФ----2296.61321X0030) с Минобрнауки России.

1. Polmear I.J. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals – Oxford: Butterworth-Heinemann/Elsevier, 2006. – 421 pp.
2. Laughlin D.E., Hono K. Physical Metallurgy. – Amsterdam: Elsevier, 2015. – 2836 pp.
3. Nellist P.D., Pennycook S.J. Accurate structure determination from image reconstruction in ADF-STEM // J. Microsc. – 1998. – Vol. 190. – P. 159–170. – DOI:10.1046/j.1365-2818.1998.3260881.x.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ R-МАРТЕНСИТА В НАКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti-50,9 АТ. % Ni

¹Гирсова С.Л., ¹Полетика Т.М., ¹Биттер С.М., ²Жеронкина К.А., ¹Лотков А.И.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Сплавы на основе никелида титана обладают уникальными механическими свойствами, обусловленными эффектами памяти формы и сверхэластичности, что делает их предпочтительными материалами в технике и медицине. Нанокристаллические сплавы TiNi, подверженные старению с образованием когерентных частиц Ti₃Ni₄ и полученные методами интенсивной пластической деформации, отличаются повышенными функциональными характеристиками и широко используются в медицине. Особенностью таких сплавов является реализация мультистадийности превращений B2↔R↔B19. В то же время мало накоплено информации о механизмах R-превращений и влияния на них частиц Ti₃Ni₄.

Целью настоящей работы является исследование влияния эволюции наноструктуры и системы когерентных частиц Ti₃Ni₄ с изменением температуры старения на мартенситные превращения и механические свойства стареющего нанокристаллического сплава Ti-50,9 ат.% Ni с эффектами памяти формы и сверхэластичности.

Для исследований использовали образцы коммерческого нанокристаллического сплава в виде трубок с толщиной стенок 0,23 мм и внешним диаметром 1,67 мм. В работе представлены результаты исследования сплава после термообработок при температуре низкотемпературного старения (300°C) и в интервале интенсивного выделения частиц (400°C, 450°C). Используемые температуры старения позволили генерировать частицы Ti₃Ni₄ различных размеров и пространственного распределения в объеме наноструктуры сплава. Критические температуры начала мартенситных превращений определяли методом терморезистометрии. Диаграммы «нагрузки-разгрузки» при одноосном растяжении образцов получали при комнатной температуре со скоростью $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Микроструктуру образцов исследовали методом ПЭМ на электронном микроскопе JEOL JEM 2100 в ЦКП "Нанотех" ИФПМ СО РАН. Тонкие фольги готовили ионным утонением на установке JEOL EM 09100IS. В исходном состоянии сплав имел зеренно/субзеренную B2-аустенитную структуру, представляющую смесь нанозерен с высокоугловыми границами и субзерен, образующих области субмикронного и микронного размеров.

Установлена взаимосвязь между эволюцией пространственного распределения когерентных частиц Ti₃Ni₄ в наноструктуре с ростом температуры старения сплава и изменением морфологии R фазы в процессе B2→R превращений. Показано, что при изменении пространственного распределения частиц Ti₃Ni₄ в зеренно-субзеренной структуре от их расположения на дислокациях при низкотемпературном старении до выделения на дислокационных границах в условиях интенсивного старения происходит изменение морфологии R-фазы от нанодоменной до самоаккомодированной пластинчатой структуры, что свидетельствует о доминирующей роли внутренних напряжений в формировании структуры R фазы.

Установлено, что нанодоменная морфология R фазы обеспечивает однородную мартенситную деформацию и стабилизацию эффекта сверхэластичности. В то же время при нагружении сплава с пластинчатой морфологией R фазы происходит формирование полос локализованной деформации путем переориентации пластин R фазы по типу деформации Людерса и локальное разупрочнение материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

УДАРНЫЙ ИЗГИБ СЛОИСТЫХ КЕРАМОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С НЕЖЕСТКИМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛОВ

Гоморова Ю.Ф., Буякова С.П., Кузнецова А.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В статье представлены результаты исследований деформационного отклика на ударное воздействие керамометаллических композитов ZrB_2/Ti и ZrB_2/Al с нежестким закреплением слоев. В исследуемых композитах толщина керамических пластинок существенно превосходила толщину металлических фольг. Кроме того, композиты не имели жесткой границы раздела между металлическими и керамическими слоями, соединение слоев осуществлялось посредством клея, что позволило после его удаления проанализировать изменения на поверхности каждого материала, вызванные ударным воздействием. Данные исследования важны как с научной, так и с практической точки зрения, так как детальные исследования структурных изменений и механических свойств слоистых металллокерамических композитов с нежесткими границами раздела при разных видах нагружения в литературе практически отсутствуют.

В настоящей работе методом послойного склеивания были изготовлены слоистые керамометаллические композиты, структурная схема которых представлена на рис. 1а. Композиты представляли собой чередование пластин керамики ZrB_2 толщиной 2 мм и металлических фольг Ti и Al толщиной 100 мкм, соединенных между собой цианакрилатным клеем. Механические испытания проводились на маятниковом копре.

Показано, что по мере диссипации энергии от слоя к слою, идёт увеличение дисперсности структуры металлических фольг и пластин керамики. Ударные испытания показали, что для разрушения керамометаллического слоистого композита ZrB_2/Ti необходимо затратить энергию в 8,5 раз большую, чем для разрушения композита ZrB_2/Al , ударная вязкость исследуемых композитов составляет 2,61 Дж/см² и 0,31 Дж/см² соответственно (рис. 1б). Большая разница в значениях ударной вязкости вызвана разницей прочностных характеристик металлических фольг Ti и Al .

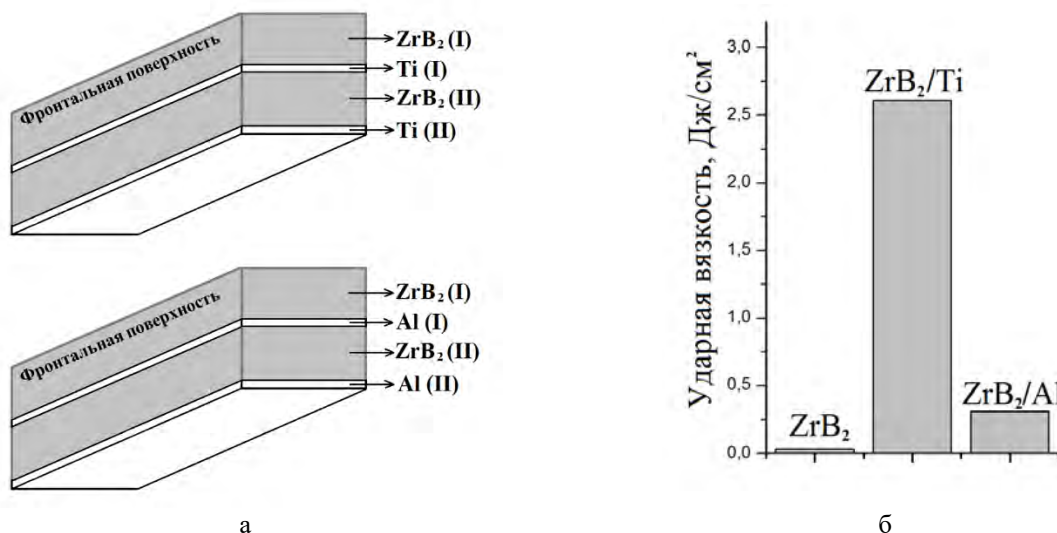


Рис. 1. Структурная схема слоистых керамометаллических композитов (а) и диаграмма ударной вязкости (б)

При ударном нагружении композита ZrB_2/Ti фольги Ti сохранили свою целостность при значительной деформации всего образца. При испытаниях композита ZrB_2/Al первая фольга Al , располагавшаяся за фронтальным керамическим слоем, разрушилась, а вторая фольга Al , располагавшаяся с тыльной стороны образца, испытала деформацию без следов зарождения трещины.

Работа выполнена в рамках государственного задания FWRW-2021-0009.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-V-Mo

¹Грабовецкая Г.П., ¹Мишин И.П., ²Степанова Е.Н., ¹Забудченко О.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Формирование ультрамелкозернистой структуры (размер зерна менее 1 мкм) хорошо известно, как метод для снижения температуры и/или повышения скорости деформации при реализации в титановых сплавах сверхпластического состояния. Растворенный водород способен влиять на эволюцию структурно-фазового состояния титановых сплавов в процессе высокотемпературной деформации, что проявляется в снижении напряжения и/или повышении предельной степени деформации сплава. Это можно использовать для изменения температуры реализации сверхпластического состояния и/или повышения сверхпластических свойств титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой.

В работе проведены сравнительные исследования эволюции структурно-фазового состояния и сверхпластических свойств ультрамелкозернистых ($\alpha+\beta$) титановых сплавов системы Ti-Al-V-Mo с содержанием водорода 0.002 и 0.3 мас. % (далее сплавы VT16 и VT16-H) при растяжении в интервале температур 823-923 К.

Ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура с размером элементов в пределах 0.2 – 0.6 мкм была сформирована в сплавах методом прессования со сменой оси деформации при температурах 1023 и 923 К.

Установлено, что в процессе сверхпластической деформации в исследуемом интервале температур в сплавах VT16 и VT16-H наблюдаются такие процессы, как рост зерен, образование отдельных крупных агломераций зерен α и β фаз и фазовое превращение $\beta \rightarrow \alpha$, которое сопровождается перераспределением легирующих элементов. При этом рост зерен и образование отдельных крупных агломераций зерен β фаз более активно развиваются в сплаве VT16, а фазовое превращение $\beta \rightarrow \alpha$ – в сплаве VT16-H. Увеличение размера зерен и образование крупных выделений β -фазы затрудняют развитие зернограницного проскальзывания, что приводит к уменьшению величины деформации до разрушения и повышению напряжения течения. Фазовое превращение $\beta \rightarrow \alpha$ препятствует росту зерен и образованию крупных выделений β -фазы.

Присутствие в твердом растворе водорода повышает температуру перехода ультрамелкозернистого сплава VT16 в сверхпластическое состояние с 823 до 873 К. Способность водорода перераспределяться в объеме материала под действием полей упругих напряжений, скапливаясь в наиболее напряженных участках, приводит при сверхпластической деформации сплава VT16-H к локализации деформации на макроуровне и, как следствие, уменьшению величины максимального удлинения до разрушения в 2 раза по сравнению со сплавом VT16. Величина удлинения до разрушения сплава VT16 в исследуемом интервале температур монотонно увеличивается с повышением температуры. Сплав VT16-H наибольшую пластичность проявляет при температуре 873 К. Снижение пластичности сплава VT16-H при повышении температуры испытания с 873 до 923 К связано с увеличением размера зерен и меньшим вкладом превращения $\beta \rightarrow \alpha$ в развитие деформации.

Дегазация водорода из сплава в процессе сверхпластической деформации приводит к активизации фазового превращения $\beta \rightarrow \alpha$ и связанного с ним диффузионного перераспределения легирующих элементов. Эти процессы являются дополнительными механизмами аккомодации зернограницного проскальзывания и способствуют достижению большего удлинения до разрушения сплава VT16-H при растяжении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВОЙНОГО СПЛАВА $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (АТ.%), ПОДВЕРГНУТОГО АВС ПРЕССОВАНИЮ, ПОСЛЕ ИЗОХРОННЫХ ОТЖИГОВ

Гусаренко А.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Бобров Д.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одними из ярких представителей многофункциональных сплавов являются двойные сплавы на основе никелида титана. Они обладают такими важными функциональными свойствами как эффекты памяти формы и сверхэластичности, а также высокой пластичностью и коррозионной стойкостью, биосовместимостью и хорошими прочностными свойствами. Тем не менее, повышение прочностных характеристик двойных сплавов на основе TiNi без изменения химического состава для их применения в силовых конструкциях является актуальной задачей. Измельчение среднего размера зёрен-субзёрен методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одной из эффективных стратегий повышения физико-механических свойств металлов и сплавов, в том числе и двойных сплавов на основе TiNi [1, 2].

Целью данной работы было исследовать изменение механических свойств двойного сплава на основе TiNi , подвергнутого ИПД, после изохронных отжигов.

В качестве исследуемого материала был взят сплав $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат. %). Деформирование образцов осуществляли методомковки с переменной осидеформирования (авспрессования) при 573 К. Метод авспрессования заключается в повторении циклов обжатия образцов, где каждый цикл включает в себя сжатие образцов в трёх взаимно перпендикулярных направлениях. Исходные образцы представляли собой куб (со сторонами ~ 20 см) и были получены одним циклом авспрессования при 1073 К. Для задания деформации, исходные образцы выдерживали в печи при 573 К в течение 10 минут, затем проводили их обжатие на гидравлическом прессе ДГ 2432А (600 т) в специальной пресс-форме. Величины заданных истинных деформаций ϵ составляли: 1.84, 3.60, 5.40, 7.43, 9.55. Для исследования влияния температуры изохронных отжигов на механические свойства были взяты образцы с заданной деформацией $\epsilon = 9.55$. Изохронные отжиги образцов проводили в течение 1 часа в атмосфере гелия при температурах 573 К, 773 К и 973 К. Испытание на растяжение образцов до и после отжигов проводили при комнатной температуре на машине Walter+Bai AG LFM 125, с программным обеспечением «Dionpro».

В результате было установлено следующее. После изохронного отжига при температуре 573 К, механические свойства (предел текучести, σ_y , предел прочности, σ_b , и напряжение мартенситного сдвига, σ_m) образцов сплава $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат.%) с заданной деформацией $\epsilon = 9.55$ изменяются незначительно. Однако повышение температуры изохронных отжигов до 973 К приводит к значительному понижению механических свойств: величина предела текучести уменьшается до 400 ± 25 МПа (это практически в два раза меньше σ_y образцов с $\epsilon = 9.55$ до отжигов, равного 1000 ± 25 МПа); предел прочности уменьшается до 920 ± 25 МПа и составляет всего 80% от величины предела прочности образцов с $\epsilon = 9.55$ до отжигов (1170 ± 25 МПа). Величина напряжения мартенситного сдвига уменьшается от 180 ± 25 МПа до 130 ± 25 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW – 2021 – 0004.

1. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later / R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2016. – Vol. 68. – P. 1216–1226. – DOI:10.1007/s11837-016-1820-6.
2. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 782–817. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФРОНТОВ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Орлова Д.В., Бочкарева А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При деформировании низкоуглеродистых сплавов на основе железа наблюдается феномен, называемый деформация Людерса. При комнатной температуре он характеризуется формированием и распространением полосы локализованной деформации, которое происходит в условиях постоянного напряжения, то есть на гладкой площадке текучести. При этом расширение полосы происходит равномерно, и в любой момент вся деформация сосредоточена на ее границах, то есть на деформационных фронтах. Скорости перемещения фронтов пропорциональны скорости, которая задается нагружающим устройством. Известно, что при повышенных температурах в этих материалах гладкая площадка текучести сменяется скачкообразной [1]. Этот переход происходит при тем более высокой температуре, чем больше скорость деформации. Установлено, что в армко-железе при температуре 190 °С и выше скачкообразная деформация на площадке текучести наблюдается во всем интервале скоростей деформирования от 0,02 до 1,2 мм/мин. В условиях скачкообразной площадки текучести деформационные фронты движутся дискретно [2]. В настоящей работе рассматриваются кинетические особенности поведения этих деформационных фронтов.

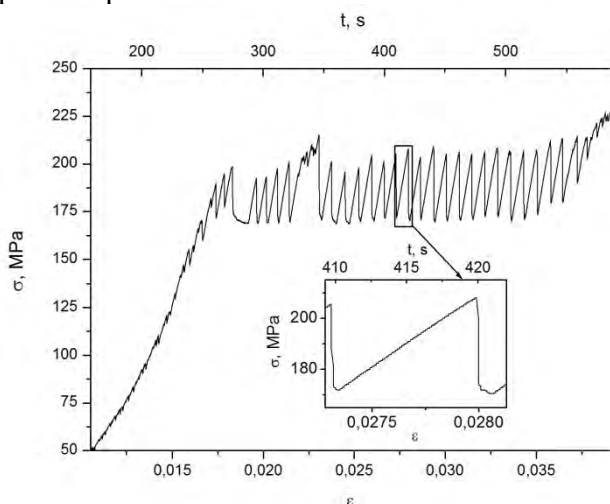


Рис. 1. Скачкообразный характер деформации Людерса в армко-железе

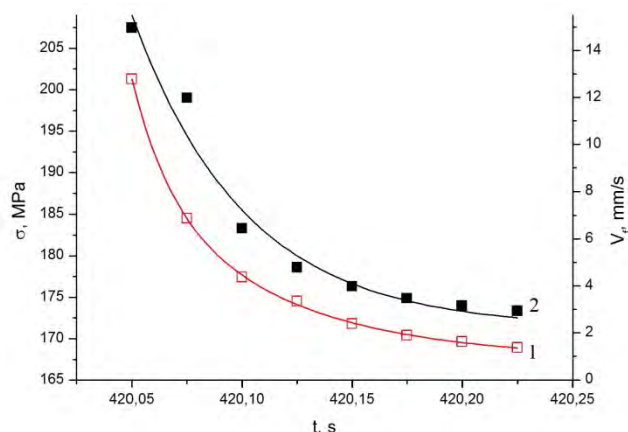


Рис. 2. Изменение скорости фронта (кр. 1) и действующего напряжения в процессе скачка (кр. 2)

На рис. 1 показан на участок деформационной кривой армко-железа, полученной при температуре 150 °С и скорости деформирования 0,2 мм/мин. Видно, что деформация Людерса развивается скачкообразно. Врезка показывает, что спад напряжения происходит быстро и нелинейно, а возрастание с постоянной скоростью задаваемой испытательной машиной. Методом цифровой статистической спекл-фотографии осуществлялась визуализация движения фронта в процессе скачка, что позволило исследовать кинетику его движения. Фронт движется в фазе спада напряжения с экспоненциально уменьшающейся скоростью и останавливается, когда спад заканчивается (рис. 2, кр. 1). Синхронно с этим, также экспоненциально, происходит уменьшение напряжения во время движения фронта (рис. 2, кр. 2). Если учесть, что при движении деформационного фронта вся деформация локализована в его пределах, то скорость деформирования, задаваемая нагружающим устройством V_d , и скорость движения фронта V_f линейно связаны как,

$$V_d = \varepsilon_L V_f, \quad (1)$$

где ε_L — деформация, приобретаемая образцом на полосе Людерса. Тогда локальную скорость деформации на фронте можно получить путем нормировки выражения (1) на ширину фронта δ

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_d}{\delta} = \epsilon_L \frac{V_f}{\delta} = \frac{\epsilon_L}{t_f}. \quad (2)$$

Здесь t_f – время движения фронта в процессе скачка с определенной скоростью V_f .

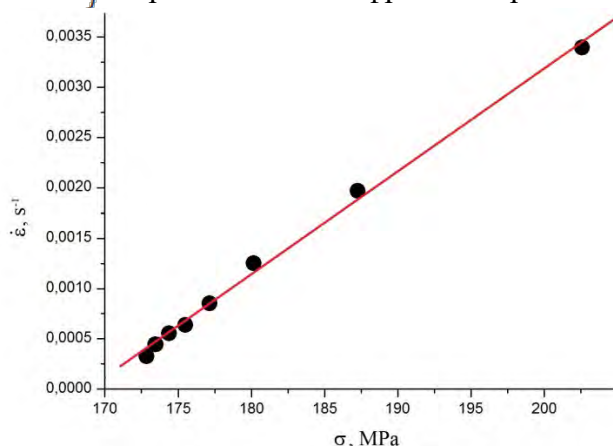


Рис. 3. Изменение скорости деформации при скачкообразном движении фронта

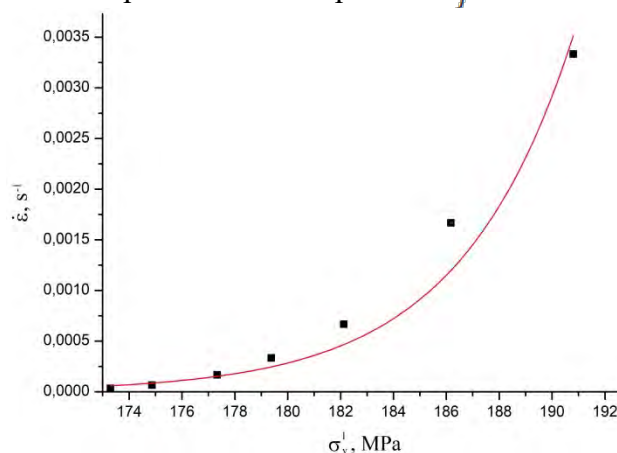


Рис. 4. Изменение скорости деформации при монотонном движении фронта

Ширина деформационного фронта δ , как показали непосредственные измерения, от скорости его движения не зависит и составляет ≈ 200 мкм. На нее также не влияет скорость деформирования, задаваемая испытательной машиной. Эти обстоятельства позволяют, используя выражение (2) рассчитать скорость деформации для любого момента времени в процессе скачка и получить на основании данных рис. 2 зависимость $\dot{\epsilon}(\sigma)$ (рис. 3). Видно, что она возрастает с ростом напряжения по линейному закону. Коэффициент корреляции интерполирующей зависимости $\rho = 0,99$.

В работе [2] исследована корреляционная зависимость между значением нижнего предела текучести σ_y^l и скоростью деформирования в условиях, когда деформационные фронты движутся монотонно. Это реализуется, при температурах ниже 120 °С при всех указанных выше скоростях деформирования. Используя соотношения (1) и (2), можно рассчитать скорости деформации на фронте для каждого значения σ_y^l . На рис. 4 для температуры 100 °С представлена эта зависимость $\dot{\epsilon}(\sigma_y^l)$. Видно, что она не может быть интерполирована линейной функцией. То есть скорости деформации в монотонно движущемся фронте и во фронте, движущемся скачкообразно, по-разному реагируют на изменение напряженного состояния. Причиной этого различия может быть явление динамического деформационного старения, которое реализуется вследствие возрастания коэффициента диффузии примесей внедрения с ростом температуры испытания [3].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

1. Hall E.O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. – Plenum Press: New York, US, 1970. –296 p..
2. Effect of Temperature on the Kinetics of Localized Plasticity Autowaves in Lüders Deformation / V.I. Danilov, D.V. Orlova, V.V. Gorbatenko, L.V. Danilova // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 773.
3. Fridel J. Dislocations. – Pergamon Press: New York, US, 1964. – 491 p.

ПАРАМЕТРЫ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФРОНТОВ НА ПЛОЩАДКЕ ТЕКУЧЕСТИ

Данилова Л.В., Горбатенко В.В., Данилов В.И., Бочкарёва А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При активном нагружении АРМКО-железа при комнатной температуре распространение полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ) происходит при практически постоянном напряжении. Однако, при повышении температуры (до 450 К) форма диаграммы нагружения значительно меняется, на площадке текучести появляются скачки с амплитудами до величины деформирующего напряжения [1].

Исследование характера локализации деформации методом цифровой статистической спекл-фотографии позволило установить, что, как на гладкой (при комнатной температуре), так и на скачкообразной (при 450 К) площадках текучести, формируется и движется фронты локализованной пластической деформации. Однако если в первом случае фронт движется монотонно с постоянной скоростью V_f , то во втором – дискретно, только во время спада напряжения в процессе скачка. При этом скорость фронта линейно снижается по мере уменьшения напряжения (рисунок 1). Такая линейная зависимость является универсальной и выполняется для всех исследованных образцов. Представляется важным выяснить причины данной зависимости.

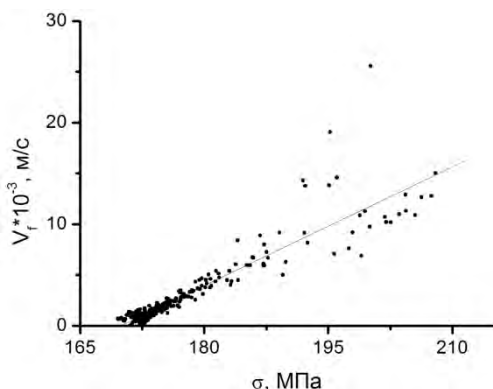


Рис. 1. Изменение скорости перемещения фронта в зависимости от напряжения

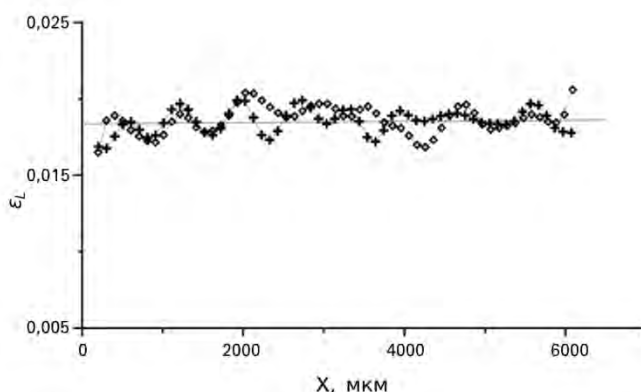


Рис. 2. Зависимость положения x локальной деформации ϵ_L на площадке текучести

Исходя из того факта, что деформационный фронт проходит всю длину образца L за время наблюдаемой площадки текучести Δt , то $L = V_f \Delta t$. В то же время удлинение образца на площадке текучести $\Delta L = V_d \Delta t$, где V_d – скорость деформирования, задаваемая нагружающим устройством. Тогда величина деформации, приобретаемая на площадке текучести, выразится как:

$$\epsilon_L = \frac{\Delta L}{L} = \frac{V_d \Delta t}{V_f \Delta t} = \frac{V_d}{V_f}. \quad (1)$$

Отсюда следует, что скорость фронта и скорость деформирования взаимосвязаны следующим образом $V_d = \epsilon_L V_f$. Если пронормировать соотношение (1) на длину образца, то относительная скорость деформации выразится как:

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_d}{L} = \epsilon_L \frac{V_f}{L}. \quad (2)$$

Таким образом, скорость деформации и скорость движения фронта линейно связаны друг другом, если деформация ϵ_L является константой и в любой момент времени сосредоточена на фронте. Кроме того, для выполнения соотношения (2) должна быть постоянной ширина деформационного фронта δ .

Для проверки первого постулата о постоянстве ϵ_L методом DIC были проведены измерения смещения маркеров на поверхности образца в ходе деформирования на площадке текучести. Численное дифференцирование смещений по длине образца показало, что деформация изменяется случайным образом, рисунок 2. Среднее значение этой деформации составляет $\epsilon_L = 0,0184 \pm 0,0003$. Применение гипотезы о среднем значении нормально

распределенной генеральной совокупности [2] подтверждает, что деформация ε_L действительно является постоянной величиной.

Была сделана попытка выяснить, какова ширина деформационного фронта δ и зависит ли она от уровня деформирующих напряжений. Для этого проводилось сканирование визуализированных фронтов методом цифровой статистической спеклофотографии. Распределение яркости изображения фронта пропорционально деформации на фронте, поэтому может быть определена ширина деформированной области. Эти измерения дают большую ошибку в области больших напряжений за счет того, что фронт быстро движется и возникает так называемый смаз – $S = V_f \Delta t_r$. В области малых напряжений, наоборот, фронт движется очень медленно, его визуализация ухудшается, поэтому его положение и ширина определяются неточно. По полученным данным установить характер зависимости $\delta(\sigma)$ не представляется возможным из-за большого разброса. Сделано предположение, что оно обусловлено случайными факторами. Тогда применение гипотезы о среднем [2] к полученным значениям ширины фронта дает оценку $\delta = 105 \pm 7$ мкм. Это значение близко к ширине фронта, движущегося с постоянной скоростью.

Выводы.

1. При скачкообразном характере деформации Людерса скорость фронта локализации пропорциональна величине действующего напряжения.
2. Деформация, накапливаемая на площадке текучести, постоянна и не зависит характера движения фронта.
3. Ширина фронта в первом приближении также является постоянной величиной.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

1. Деформация рельефа поверхности и изменение микроструктуры при распространении полос Людерса в АРМКО-железе при повышенных и комнатных температурах / Л.В. Данилова, В.В. Горбатенко, А.В. Бочкарёва, В.И. Данилов // Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения Сборник тезисов докладов. Томск, Россия, 5-8 сентября 2022 г. – С. 121. DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-70.
2. Зажигаев Л. С., Кишьян А.А. Романиков Ю. И. Методы планирования и обработки физического эксперимента. – М., Атомиздат, 1978. –232 с.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЛИТОЙ СТАЛИ 60Х24АГ16 ПРИ РАЗНЫХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Дерюгин Е.Е., Власов И.В., Гоморова Ю.Ф., Наркевич Н.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Согласно теории деформационного упрочнения, диаграмма «напряжение–деформация» отражает структурные перестройки в объеме материала в процессе деформирования [1]. В результате на диаграмме выделяются участки, которые можно описать определенным законом деформационного упрочнения [2]. Качественные и количественные характеристики диаграммы нагружения материала зависят от изменения коэффициента деформационного упрочнения θ , который теоретически в каждой точке кривой можно определить как тангенс угла между касательной в данной точке и осью деформации (осью x в декартовой системе координат). Очевидно, что тогда максимальное значение θ_{\max} будет соответствовать стадии упругой деформации. За пределами упругой деформации происходит уменьшение коэффициента деформационного упрочнения под действием механизмов релаксации напряжений в объеме материала. Определение θ , как правило, требует усреднения реальных кривых нагружения [3]. Для этого экспериментальную кривую нагружения разбивают на определенное количество точек и соединяют эти точки непрерывной линией. Затем в каждой точке по касательной определяют коэффициент деформационного упрочнения.

Для случая испытаний материала методом 3-точечного прогиба информация о стадийности развития деформации практически отсутствует.

Целью данной работы является исследование стадийности неупругой деформации литой стали 60Х24АГ16 в условиях растяжения и нагружения 3-точечным прогибом на основе численного анализа экспериментальных диаграмм нагружения с использованием возможностей программы OriginPro.

Деформацию задавали растяжением плоских образцов сечением 5х1 мм и длиной рабочей части 23 мм. Кроме того, проводили испытания стержней квадратного сечения 5х5 мм длиной 50 мм 3-точечным изгибом. Расстояние между опорами равно 48 мм.

Нагружение образцов проводили при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5582 (Instron, US) со скоростью перемещения траверсы 0,3 до мм/мин. Испытанию подвергали не менее трех образцов для каждого конкретного условия нагружения.

Для определения зависимости коэффициента деформационного упрочнения от деформации был разработан специальный алгоритм для расчёта в стандартной программе OriginPro. Коэффициент θ находился в виде отношения разности приложенной силы ΔP к разности деформации $\Delta \lambda$ между двумя точками $\theta = \Delta P / \Delta \lambda$, выбранными на определенном расстоянии друг от друга.

На рис. 1 представлены экспериментальные P – λ диаграммы, и зависимости θ – λ литой стали 60Х24АГ16 в режиме 3-точечного нагружения. Деформация λ определяет величину прогиба образца. На диаграмме P – λ (рис. 1а, кривая 1) наблюдаются три стадии деформации: упругая, нелинейная и короткая стадия падения приложенной силы. На стадии неупругой деформации визуально наблюдается плавное увеличение наклона кривой вплоть до достижения максимума приложенной силы P_{\max} . На зависимости θ – λ (рис. 1а, кривая 2) момент перехода к нелинейной деформации связан с резким уменьшением θ в узком интервале деформации. Затем наблюдается медленное уменьшение θ практически по линейному закону.

К моменту достижения P_{\max} неупругая деформация всего на 25% отличается от упругой деформации образца, что свидетельствует о малой пластичности материала.

Предварительная деформация образцов до небольшой нагрузки (300 N) существенно влияет на характеристики механических свойств (рис. 1б). Происходит значительное увеличение протяженности стадии упругой деформации, что существенно увеличивает величину внешней приложенной силы к моменту перехода к нелинейной стадии

деформации. С этого момента наблюдается монотонное уменьшение θ не по линейному закону. Участок падения приложенной силы к моменту разрушения отсутствует.

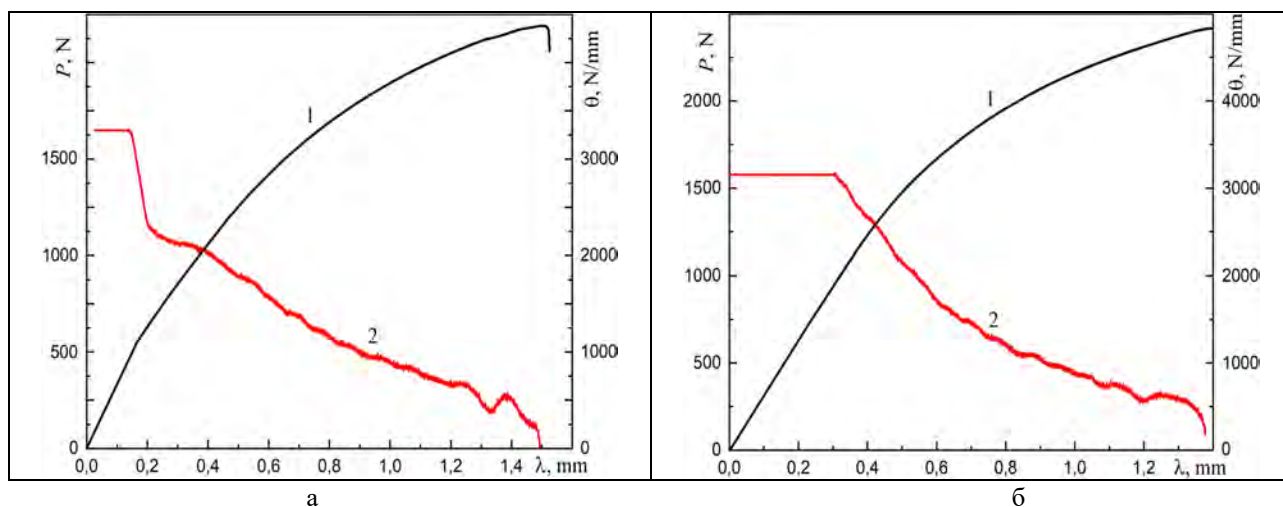


Рис. 1. Диаграммы P – λ , и зависимости θ – λ литой стали 60X24AG16 в режиме 3-точечного изгиба без предварительного нагружения (а) и с предварительным нагружением (б) до 300 N

Зависимости P – λ , и θ – λ , полученные при испытаниях плоских образцов в режиме одноосного растяжения приведены на рис. 2. Видно, что в данном случае образец испытывает короткую стадию упругой деформации. Стадия падения внешней приложенной силы отсутствует. Уменьшение θ на неупругом участке кривой P – λ сначала идет практически по линейному закону, затем скорость уменьшения плавно замедляется.

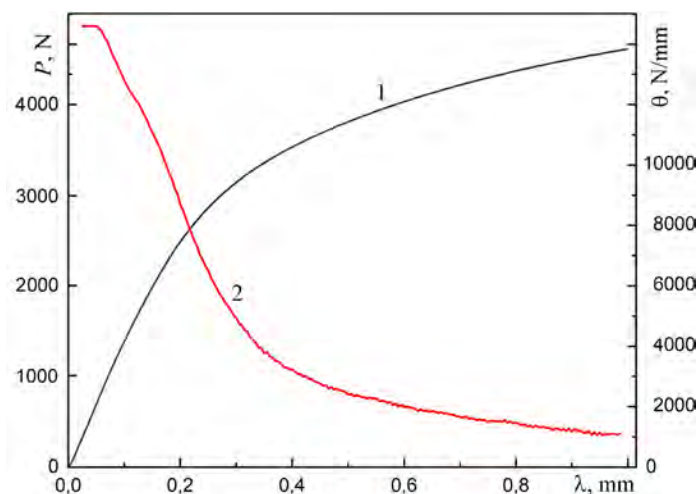


Рис. 2. Диаграмма P – λ , и зависимость θ – λ литой стали 60X24AG16 в режиме растяжения

Полученные закономерности в работе анализируются с учетом способности материала к фазовым превращениям и влияния неоднородного поля напряжений в объеме образцов при разных граничных условиях нагружения и в процессе развития неупругой деформации.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-29-00438.

1. Подрезов Ю.Н. Структурная чувствительность параметров упрочнения // Физика и техника высоких давлений. – 2010. – Т. 20, № 4. – С. 21-39.
2. Зув Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. - М: ФИЗМАТЛИТ, 2018. – 208 с.
3. Вербилло Д.Г., Дроздов А.В. Параболическая стадийность кривых деформирования ОЦК-металлов на сжатие // Металлофиз. Новейшие технологии – 2016. Т. 38, № 7 – С. 953—967. DOI:10.15407/mfint.38.07.0953.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ, УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ, С ДОБАВКОЙ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Жигачева Д.Г., Овчинников П.Н., Васюков В.М.
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов

Циркониевая керамика, упрочненная оксидом алюминия (ATZ керамика), благодаря проявлению трансформационного и дисперсионного механизмов упрочнения, обладает рекордным для оксидных керамик значением вязкости разрушения. Уникальное сочетание механических свойств с высокой термической, химической и радиационной стойкостью, износостойкостью и биоинертностью обеспечивает ей широкую область практических приложений от машиностроения до медицины. Варьирование состава (использование альтернативных стабилизаторов и введение специальных добавок), а также дизайн микроструктуры (начиная от управления размером кристаллитов и заканчивая формированием функционально-градиентных слоев) позволяет не только повышать прочностные свойства ATZ керамики, но и бороться с основными ее недостатками – низкотемпературной деградацией и хрупким поведением при комнатных и пониженных температурах [1-4]. Это дает перспективу увеличения ресурса изделий, подверженных механическим нагрузкам и воздействию влаги в процессе эксплуатации. Представленная работа нацелена на комплексное исследование структуры, фазового состава и механических свойств ATZ керамики (стабилизированной оксидом кальция) с добавкой диоксида кремния.

Методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии и гидростатического взвешивания определены основные структурные характеристики ATZ+SiO₂ керамики с различным содержанием диоксида кремния (Таблица 1).

Таблица 1. Относительные доли моноклинной *m*-ZrO₂, тетрагональной *t*-ZrO₂ и кубической *c*-ZrO₂ фаз диоксида циркония, средние размеры кристаллитов диоксида циркония d_{Zr} и оксида алюминия d_{Al} , а также относительная плотность ρ ATZ+SiO₂ керамики с содержанием диоксида кремния C_{SiO_2} 0, 5 и более 6 мол.%

	<i>m</i> -ZrO ₂ %	<i>t</i> -ZrO ₂ %	<i>c</i> -ZrO ₂ %	d_{Zr} , нм	d_{Al} , нм	ρ %
ATZ ($C_{SiO_2} = 0$ мол.%)	3	92	5	85	190	99
ATZ+SiO ₂ ($C_{SiO_2} = 5$ мол.%)	5	92	3	150	200	97
ATZ+SiO ₂ ($C_{SiO_2} \geq 6$ мол.%)	> 78	< 18	3÷5	< 170	200	> 94

Методами индентирования, деформации одноосным сжатием и бразильского теста (при комнатной температуре) исследованы зависимости микротвердости, вязкости разрушения, модуля упругости и пределов прочности на сжатие и на растяжение от концентрации диоксида кремния в ATZ+SiO₂ керамике. Установлен интервал концентраций диоксида кремния (3÷5 мол.%) в ATZ+SiO₂ керамике, вызывающий увеличение вязкости разрушения, прочности на растяжение и на сжатие на 70%, 20% и 10% соответственно. Модуль упругости и твердость при этом уменьшаются на 12% и 15% соответственно. При деформации кремнийсодержащих образцов одноосным сжатием обнаружено проявление пластичности – появление стадии текучести (рис. 1а). Остаточная деформация при этом может достигать 0,25%.

Анализ зависимостей предела упругости, предела прочности и предельной деформации (одноосное сжатие при комнатной температуре) ATZ+SiO₂ керамики ($C_{SiO_2} = 4$ мол.%) от скорости деформации в сочетании с микроструктурным анализом (до и после деформации) позволили исключить из рассмотрения дислокационную подвижность, зернограницную диффузию и зернограницное проскальзывание при рассмотрении возможных механизмов наблюдаемой неупругой деформации. Анализ фазового состава (рис. 1б) ATZ+SiO₂ керамик на разных стадиях деформирования (до деформации, перед стадией текучести, перед разрушением и после разрушения) позволил однозначно связать проявление пластичности (неупругую деформацию) с механоиндуцированными

тетрагонально-моноклинными фазовыми превращениями диоксида циркония.

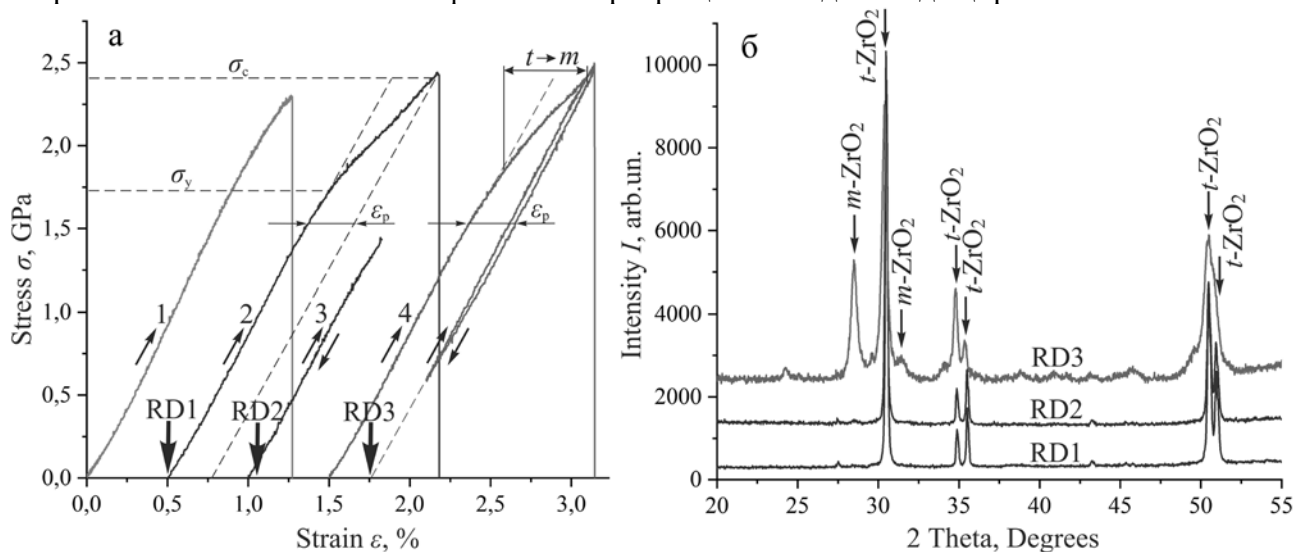


Рис. 1. Характерные для ATZ (кривая 1) и ATZ+SiO₂ (кривые 2–4) керамик σ - ε -диаграммы, зарегистрированные в процессе одноосного сжатия до разных стадий (а) и дифрактограммы, зарегистрированные на соответствующих стадиях деформации (б)

Полученные результаты и сделанные выводы коррелируют с представлениями авторов [1, 5] о физических механизмах неупругой деформации композиционных керамик на основе диоксида циркония при комнатной температуре. Таким образом, показано, что роль добавки SiO₂ к ATZ керамике (вызывающей не только увеличение вязкости разрушения и пределов прочности на сжатие и на растяжение, но и обеспечивающая ей запас пластичности при комнатной температуре) заключается в повышении тетрагонально-моноклинной трансформируемости ZrO₂ и, как следствие, в повышении роли трансформационного механизма упрочнения. Превышение критической концентрации диоксида кремния в ATZ+SiO₂ керамике ($C_{\text{SiO}_2} \geq 6$ мол.%) приводит к чрезмерному снижению энергетического барьера для тетрагонально-моноклинных превращений, результатом чего является самопроизвольное (в отсутствие механических воздействий) перераспределение относительных долей тетрагональной и моноклинной фаз в пользу последней и, связанное с этим, охрупчивание материала.

Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина. Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0037.

1. Forty years after the promise of «ceramic steel?»: Zirconia-based composites with a metal-like mechanical behavior / J. Chevalier, A. Liens, H. Reveron, F. Zhang, P. Reynaud, T. Douillard, L. Preiss, V. Sergo, V. Lughì, M. Swain, N. Courtois // J. Am. Ceram. Soc. – 2020. – Vol. 103. – P. 1482–1513. – DOI: 10.1111/jace.16903.
2. Conventional versus additive manufacturing in the structural performance of dense alumina-zirconia ceramics: 20 years of research, challenges and future perspectives / S.M. Olhero, P.M.C. Torres, J. Mesquita-Guimaraes, J. Baltazar, J. Pinho-da-Cruz, S. Gouveia // J. Manuf. Process. – 2022. – Vol. 77. – P. 838–879. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.02.041
3. Low-temperature degradation resistance and plastic deformation of ATZ ceramics stabilized by CaO / A.A. Dmitrievskiy, D.G. Zhigacheva, V.M. Vasyukov, P.N. Ovchinnikov // J Phys. Conf. Ser. – 2021. – Vol. 2103. – P. 012075. – DOI: 10.1088/1742-6596/2103/1/012075
4. Dmitrievskiy A.A., Zhigacheva D.G., Grigoriev G.V. Ca-ATZ/Ca-ATZ+SiO₂ functionally graded ceramic // Adv. Appl. Ceram. – 2023. – V. 122. – № 1. – P. 31–35. DOI: 10.1080/17436753.2023.2192079
5. О локализации деформации при сжатии образцов керамики ZrO₂(Y₂O₃) / С.А. Баранникова, С.П. Буюкова, Л.Б. Зуев, С.Н. Кульков // ПЖТФ. – 2007. – Т. 33, № 11. – С. 57 – 64. http://elibrary.lt/resursai/Uzsienio%20leidiniai/ioffe/pztf/2007/11/pztf3311_10.pdf

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$

Дмитриенко М.С., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (МП) представляют научный и практический интерес, так как на них основаны такие функциональные свойства как эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ). Известны работы [1, 2] со сплавом NiFeGaCo при концентрации кобальта $C_{\text{Co}} \leq 6$ ат. % в которых широко исследованы ЭПФ и СЭ. Однако сплав с высоким содержанием кобальта $C_{\text{Co}} \geq 10$ ат. % недостаточно исследован и насчитывает всего несколько работ [3, 4]. В литературе отсутствуют данные о влиянии старения на развитие функциональных свойств в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$, что и определяет актуальность работы. Таким образом, целью данной работы является исследование влияния старения при 773 К – 1 ч с последующей закалкой в воду на развитие ЭПФ в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой в [001]-монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ при деформации сжатием.

Для исследования использовали [001]-монокристаллы $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$, которые подвергали высокотемпературному отжигу при 1448 К – 1 ч с последующей закалкой в воду для растворения частиц после роста и получения однородной структуры (далее 3-1448). Одну часть образцов оставили без последующих термических обработок, а вторую частью подвергли старению при 773 К – 1 ч с последующей закалкой (С-773). Образцы для исследования имели форму параллелепипедов с размерами $(6 \times 3 \times 3)$ мм³.

Температуры МП определены по температурной зависимости электросопротивления и составляют: для 3-1448 $M_s = 201$ К, $M_f = 168$ К, $A_s = 176$ К, $A_f = 210$ К и для С-773 $M_s = 251$ К, $M_f = 217$ К, $A_s = 228$ К, $A_f = 262$ К. Температуры МП в состоянии С-773 выше чем у 3-1448, то есть старение увеличивает температуры МП по сравнению с исходным закаленным кристаллом. Данное изменение температур связано с выделением мелких частиц ω -фазы, что приводит к уменьшению содержания кобальта в матрице и к понижению сопротивления исходной матрицы аустенита к образованию мартенсита [3].

Охлаждение же под нагрузкой вызывает появление ориентированного мартенсита при температуре M_s^σ , с чем и связана деформация образца при прямом МП. Нагрев приводит к развитию обратного МП, исчезновению мартенсита и возврату первоначальных размеров, то есть развитию ЭПФ. На рис. 1 представлены кривые $\varepsilon(T)$ при развитии ЭПФ в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой.

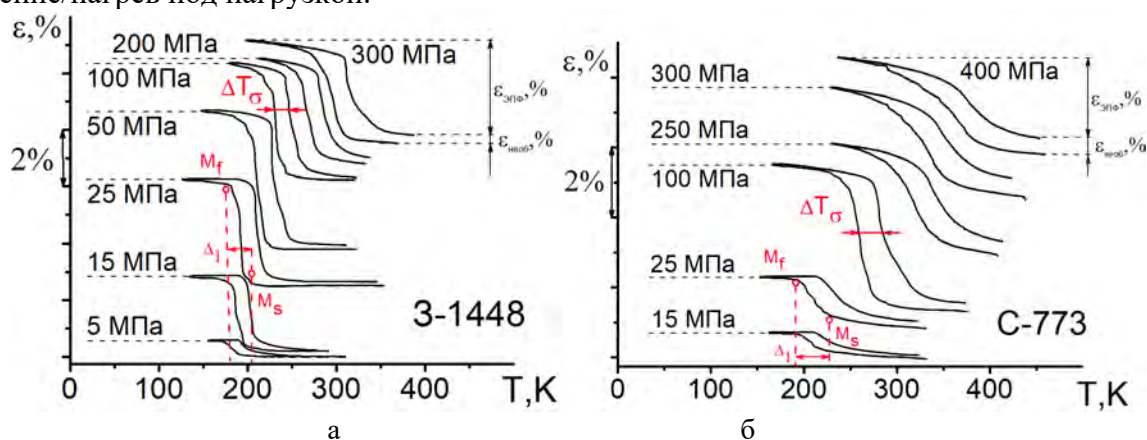


Рис. 1. Кривые $\varepsilon(T)$ при охлаждении/нагреве под нагрузкой монокристалла $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ для состояний 3-1448 (а) и С-773 (б)

С увеличением напряжений вид кривых меняется: возрастает обратимая деформация, $\varepsilon_{\text{эф}}$, и температуры МП, а также изменяется термический гистерезис, ΔT_σ . Вид кривых $\varepsilon(T)$ и параметры ЭПФ зависят от состояния. Для кристалла 3-1448 характерен узкий интервал развития прямого МП, ΔT_1^σ , а для С-773 – более широкий (рис. 2а). В монокристаллах 3-1448

величина интервала изменяется слабо с 17 К при 5 МПа до 30 К при 300 МПа, тогда как в С-773 интервал значительно увеличивается (в 2 раза) с 21 К до 59 К при тех же напряжениях.

С ростом приложенных напряжений обратимая деформация увеличивается до ε_{\max} , так как возрастает объемная доля ориентированного мартенсита (рис. 2б). Максимальное значение обратимой деформации составляет $\varepsilon_{\max} = 4,7\%$ и $\varepsilon_{\max} = 3,9\%$ для состояний 3-1448 и С-773, соответственно. Различие в значениях ε_{\max} связано с выделением частиц ω -фазы, которые не испытывают МП, вследствие чего уменьшается объемная доля аустенитной фазы, испытывающей МП. Сжимающие напряжения, при которых достигается ε_{\max} , различаются и составляют 50 МПа и 100 МПа для 3-1448 и С-773 кристаллов. В состаренных монокристаллах частицы увеличивают сопротивление матрицы к МП. После достижения максимума на всех состояниях обратимая деформация начинает монотонно уменьшаться до 3,3 % для 3-1448 и до 2,3 % для С-773 с увеличением приложенных напряжений до 300 – 400 МПа.

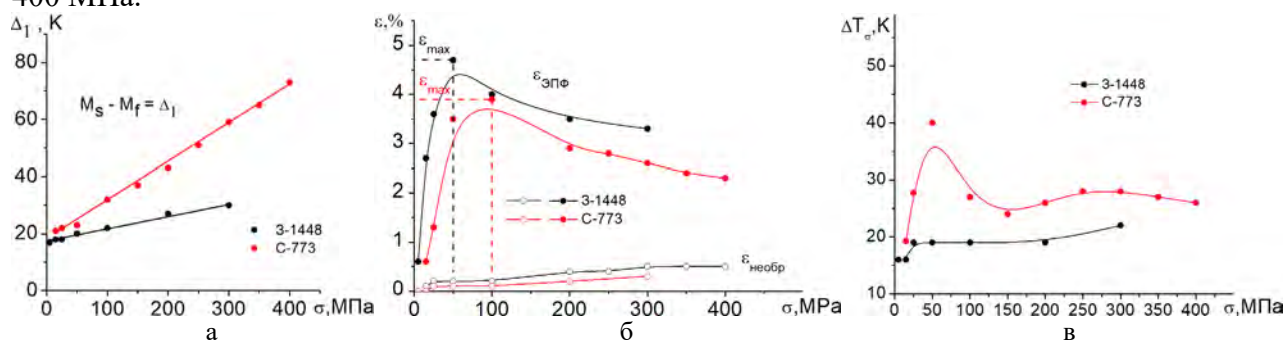


Рис. 2. Зависимость температурного интервала (а), деформации (б) и температурного гистерезиса (в) монокристалла $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ для состояний 3-1448 и С-773

Зависимости термического гистерезиса, ΔT_σ , от приложенных напряжений для двух состояний представлены на рис. 2в. С ростом внешних напряжений наблюдается увеличение гистерезиса, что связано с увеличением объемной доли ориентированного мартенсита. Величина гистерезиса определяется состоянием кристаллов. Максимальное значение для 3-1448 составляет $\Delta T_\sigma = 22$ К при внешних напряжениях $\sigma = 300$ МПа, а для С-773 $\Delta T_\sigma = 40$ К при $\sigma = 50$ МПа. В монокристаллах С-773 термический гистерезис в $1,2 \div 2,1$ раза больше, чем в монокристаллах 3-1448 во всем интервале приложенных напряжений. Это свидетельствует о том, что движение межфазной границы в кристалле С-773 сопровождается большим рассеянием энергии, что связано с выделением частиц ω -фазы.

На [001]-монокристаллах сплава $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ исследовано влияние старения на закономерности развития МП и ЭПФ. Экспериментально показано что старение при 773 К – 1 ч с последующей закалкой приводит к увеличению температуры M_s , температурного интервала и гистерезиса, уменьшению максимального значения деформации и возрастанию напряжений, необходимых для наблюдения максимального значения деформации.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФ (N. 21-19-00287).

1. A high-temperature coupling of martensitic and magnetic transformations and magnetic entropy change in Ni–Fe–Ga–Co alloys / Jian Liu, Nils Scheerbaum, Dietrich Hinz [et al] // Scr. Mater. – 2008. – Vol. 59. – P. 1063–1066. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2008.07.019.
2. Reactive stresses in $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ / A.I. Averkin, V.M. Krymov, L.I. Guzilova [et al] // Tech Phys Lett. – 2018. – Vol. 44. – P. 181–183. – DOI:10.1134/S1063785018030045.
3. The effect of thermal treatment on microstructure and thermal-induced martensitic transformations in $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ single crystals / E.E. Timofeeva, E.Y. Panchenko, M.V. Zherdeva [et al] // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 1960. – DOI:10.3390/met12111960.
4. Transition in superelasticity for $\text{Ni}_{55-x}\text{Co}_x\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ alloys due to strain glass transition / D.P. Wang, X. Chen, Z.H. Nie [et al.] // Europhys. Lett. – 2012. – Vol. 98. – P. 46004. – DOI:10.1209/0295-5075/98/46004.

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ 10ХГМТ И 25ХГМТ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

Долженко А.С., Луговская А.С., Беляков А.Н.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Углеродистые стали являются широко используемыми конструкционными материалами [1]. Одним из недостатков таких сталей является их относительно высокая температура хрупко-вязкого перехода в закаленном состоянии, что делает эти стали хрупкими при температурах чуть ниже комнатной и, соответственно, ограничивает их применение при пониженных температурах. Термомеханическая обработка, известная как темпформинг[2], обеспечивает превосходное сочетание механических свойств низколегированных углеродистых сталей. Сталь после такой термообработки обладает высокой прочностью за счет уменьшения размера зерна и дисперсионного твердения, а также высокой ударной вязкостью за счет расслаивания [3, 4].

Исследуемые стали 10ХГМТ (0,15%С-0,46%Si-1,42%Cr-1,32%Mn-0,056%Nb-0,04%Al-0,17%Ti-0,46%Mo-0,17%V-0,006%B-Feост., масс.%) и 25ХГМТ (0,26%С-0,23%Si-0,42%Cr-0,54%Mn-0,008%Nb-0,04%Al-0,06%Ti-0,44%Mo-0,001%B-Feост., масс.%) были подвернуты темпформингу при температурах 600 и 650°C до истинных степеней деформации 0,8 и 1,5.

После темпформинга сталей до истинной степени деформации 0,8 (рис. 1а) наблюдается снижение значений ударной вязкости (KCV) с понижением температуры испытаний для обеих сталей, однако сталь с более низким содержанием углерода демонстрирует более высокие значения KCV. Повышение истинной степени деформации до 1,5 (рис. 1б) приводит к необычным закономерностям: сталь с содержанием углерода 0,15% демонстрирует повышение значений ударной вязкости при понижении температуры испытания до -40°C, после чего следует резкое снижение значений KCV при криогенных температурах, в то время как у стали с содержанием углерода 0,26% наблюдается рост значений ударной вязкости при снижении температур испытаний с выходом на «плато».

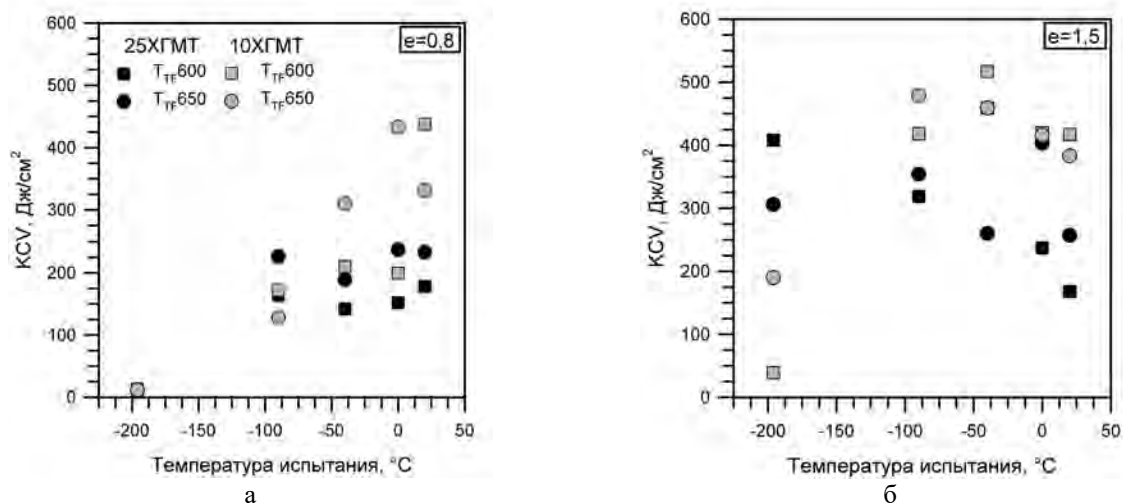


Рис. 1. Ударная вязкость исследуемых сталей после темпформинга при различных температурах до истинной степени деформации 0,8 (а) и 1,5 (б)

Темпформинг является эффективным способом повышения прочностных свойств [5, 6]. Повышение прочностных характеристик после темпформинга более ярко выражено в сталях с более высоким содержанием углерода. Понижение температуры темпформинга сталей 10ХГМТ и 25ХГМТ от 650 до 600°C при $e=1,5$ позволяет повысить предел текучести от 810 до 1140 МПа и от 990 до 1160 МПа, соответственно.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497-П) на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы».

1. Nishioka K., Ichikawa K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization // Sci. Technol. Adv. Mater. – 2012. – Vol. 13. – №. 2. – P. 023001.
2. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel / Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki // Science. – 2008. – Vol. 320. – №. 5879. – P. 1057-1060.
3. Toughening of a 1500 MPa class steel through formation of an ultrafine fibrous grain structure/ Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, O. Sitdikov, K. Tsuzaki // Scripta Mater. – 2007. – Vol. 57. – №. 6. – P. 465-468.
4. Kimura Y., Inoue T. Influence of carbon content on toughening in ultrafine elongated grain structure steels // ISIJ Int. – 2015. – Vol. 55. – №. 5. – P. 1135-1144.
5. Долженко А.С., Беяков А.Н. Механические свойства стали 10ХГМТ после темпформинга // Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022 (ICMSSTE 2022). – 2022. – С. 96-101.
6. Микроструктура и ударная вязкость высокопрочной низколегированной стали после темпформинга/ А.С. Долженко, П.Д. Долженко, А.Н. Беяков, Р.О. Кайбышев // ФММ. – 2021. – Т. 122. – №. 10. – С. 1091-1100.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ 3D ПЕЧАТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Долженко П.Д., Михайлов М.Г., Однобокова М.В., Тихонова М.С., Беляков А.Н.
Белгородский государственный университет, Белгород

Аддитивные технологии позволяют ускорить процесс производства деталей по сравнению с традиционными способами, создавать элементы с уникальной геометрической формой, что находит применение в различных отраслях. Большое влияние на качество конечного изделия при 3D печати оказывают параметры этого процесса. Таким образом, установление экспериментальных зависимостей механических свойств напечатанного образца от параметров 3D печати имеет большое практическое значение.

В работе рассматривается зависимость механических свойства от параметров 3D печати. Печать осуществлялась порошком аустенитной нержавеющей стали марки ПР-03Х17Н12М2. Химический состав порошка ПР-03Х17Н12М2: 0,027% С; 0,6% Si; 1,4% Mn; 16,7% Cr; 11,9% Ni; 2,48% Мо; 0,006% S; 0,03% Р; 0,024% О; 0,09% N; осн. Fe. Гранулометрический состав представлен преимущественно сферическими частицами, средний размер которых 28 мкм.

3D печать проводилась с использованием оборудования 3D – systems ProX200. Стратегия движения луча: 45° к направлению накатки, далее 90° относительно предыдущего слоя. Печать осуществлялась при мощности лазера 210 и 240 Вт, толщина каждого накатанного слоя порошка составляла 3×10^{-5} м, расстояние между треками варьировалось от 3×10^{-5} до 1×10^{-4} м, а скорость сканирования от 0,5 до 2,85 м/с. Удельная энергия (E) рассчитывалась по формуле (1):

$$E = W/dhv, \quad (1)$$

где W – мощность лазера, d – расстояние между треками, v – скорость сканирования.

Полученные образцы характеризуются сложной зависимостью произведения предела текучести на относительное удлинение от удельной энергии независимо от мощности лазера (рис. 1). Нужно отметить, что величина $\sigma_{0,2} \times \delta$ главным образом зависит от пластичности, что в свою очередь определяется пористостью напечатанного образца. После печати с удельной энергией до 100 Дж/мм³ свойства материала варьируются в очень широких пределах. Печать при одной мощности лазера и одинаковой удельной энергии, например, 93 Дж/мм³, может привести как к низким значениям произведения $\sigma_{0,2} \times \delta$ на уровне 5000 МПа×%, так и к высоким – выше 30000 МПа×%. Повышение удельной энергии выше 100 Дж/мм³ приводит к получению образцов с $\sigma_{0,2} \times \delta$ в интервале 20000 – 30000 МПа×%. Стоит отметить, что при удельной энергии выше 200 Дж/мм² возникает сложность с соблюдением геометрических размеров и качеством поверхности в силу достаточно сильного проплавления.

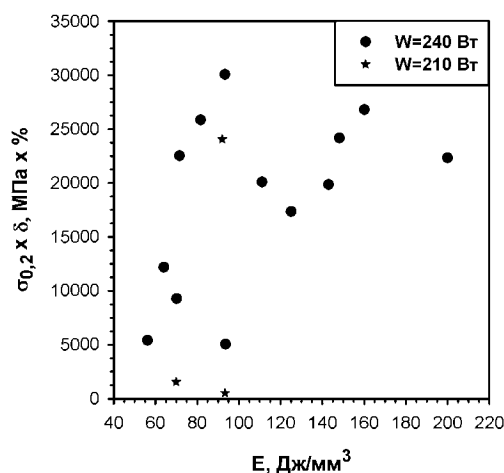


Рис. 1. Зависимости произведения предела текучести на относительное удлинение ($\sigma_{0,2} \times \delta$) от удельной энергии (E) при мощности лазера (W) 210 и 240 Вт

При значениях удельной энергии в диапазоне 100 – 145 Дж/мм³ не наблюдается положительной динамики улучшения механических свойств материала. Поскольку не удастся установить строгую связь между механическими свойствами и удельной энергией, можно предположить, что сильное влияние оказывают параметры, включенные в формулу (1), т.е., скорость сканирования (v) и расстояние между треками (d).

Зависимость механических свойств от обратной скорости сканирования представлена на рисунке 2а. Печать проводилась при следующих параметрах: постоянная мощность лазера – 240 Вт, толщина слоя – 3×10^{-5} м и расстояние между треками – 8×10^{-5} м. Можно выделить две области: от 0,5 до 1,25 (м/с)⁻¹, и от 1,25 до 2,5 (м/с)⁻¹, в которых снижение скорости сканирования приводит к улучшению механических свойств до 30000 МПа×% и 22300 МПа×%, соответственно. Таким образом, печать со скоростью сканирования от 0,5 до 1,25 (м/с)⁻¹ является предпочтительной.

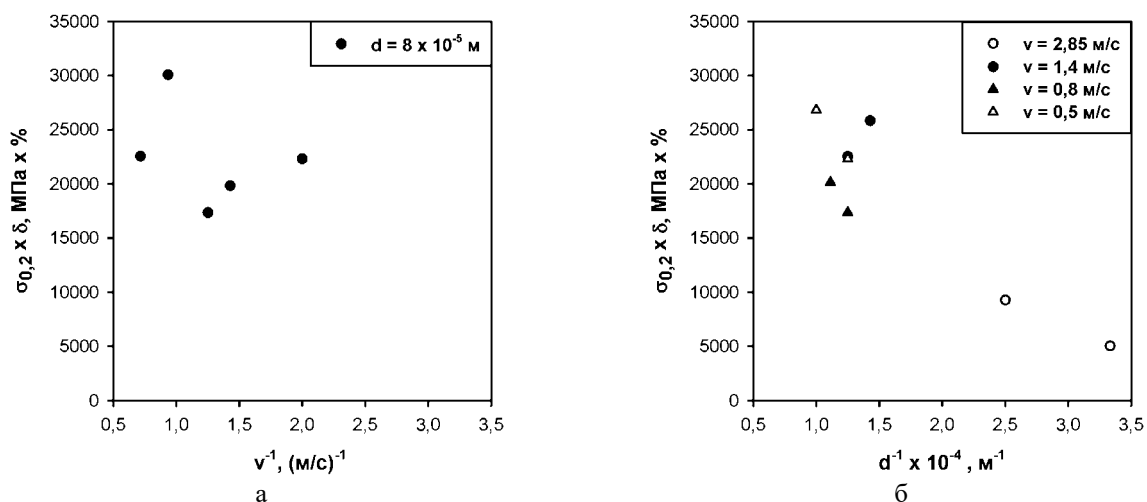


Рис. 2. Графики зависимости произведения предела текучести на относительное удлинение ($\sigma_{0.2} \times \delta$) от скорости процесса (а) и расстояний между треками (б)

На рисунке 2б представлена зависимость механических свойств от обратного расстояния между треками. Одинаковые символы соответствуют одинаковым скоростям сканирования. При увеличении скорости сканирования выше 1,4 м/с и уменьшении расстояния между треками от $2,5 \times 10^{-4}$ м⁻¹ наблюдается ухудшение механических свойств. Таким образом, оптимальное расстояние между треками, которое позволяет достигнуть наилучших свойства, расположено в области от 1 до $1,5 \times 10^{-4}$ м⁻¹ (рис. 2б).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 22-43-02012) с использованием оборудования ЦКП "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ТЕМПФОРМИНГА

^{1,2}Дудко В.А., ^{1,2}Юзбекова Д.Ю., ^{1,2}Тихонова М.С., ¹Лапсарь О.М.,

¹Гайдар С.М., ¹Кайбышев Р.О.

¹*Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева,
Москва*

²*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Высокопрочные низколегированные стали с пределом текучести более 1400 МПа широко используются в современной промышленности [1]. Классической термической обработкой этих сталей является закалка и низкий отпуск. После обработки формируется структура отпущенного мартенсита, обеспечивающая высокую твердость и прочность стали. Однако получить сочетание высокой прочности и ударной вязкости с помощью стандартной термической обработки без введения в сталь дорогостоящих легирующих элементов не удастся, так как это противоположные свойства и при росте одной характеристики снижается другая. Японскими учеными была предложена обработка темпформинг, позволяющая повысить ударную вязкость [2-4]. Темпформинг представляет собой деформационно-термическую обработку стали, включающую закалку, отпуск с последующей тепловой прокаткой при той же температуре с высокой суммарной степенью деформации. Ю. Кимура с соавторами показал [4], что в среднеуглеродистой стали с помощью этого метода можно сформировать микроструктуру, состоящую из ламелей толщиной ~100 нм, вытянутых вдоль направления прокатки, что позволяет достичь ударную вязкость более 200 Дж/см² при пределе текучести 1800 МПа. Ударная вязкость в работе [4] была определена в перпендикулярном к оси деформации направлении. Следует отметить, что механизм разрушения ламельной структуры при испытаниях на ударную вязкость не до конца ясен. Целью данной работы являлось установить влияние темпформинга методом листовой прокатки на микроструктуру, механические свойства и механизм разрушения недавно разработанной стали [5] Fe-0.43C-1.60Si-0.01Mn-1.1Cr-0.95Mo-0.08V-0.05Nb-0.04Ti-0.003B-0.007S-0.004P.

Темпформинг был проведен по режиму: аустенизация при 900°C в течение 40 минут, закалка в воду, отпуск при температурах 600 и 650°C за которым следовала листовая прокатка до максимальной суммарной степени обжатия 75% при тех же температурах, что отпуск. Образцы для испытания на растяжения с длиной рабочей части 35 мм, толщиной 3 мм и шириной 7 мм были вырезаны вдоль направления прокатки. Ударная вязкость определена при комнатной температуре на образцах Шарпи, вырезанных в нормальном и поперечном направлениях. При испытании образцов вырезанных в нормальном направлении траектория удара бойка маятника совпадала с направлением нормали к плоскости листа, а для поперечных образцов – с поперечным направлением прокатки. Наблюдение ламельной структуры проводилось с помощью просвечивающего микроскопа JEM-2100 и сканирующего микроскопа Quanta 600 FEG, оборудованного камерой для анализа обратно-рассеянных электронов.

Микроструктурные исследования после темпформинга показали, что увеличение степени обжатия приводит к реориентации и удлинению зерен вдоль направления прокатки. Формируется острая текстура $\{001\}_\alpha <110>$, которая является одной из причин повышения ударной вязкости в нормальном направлении листа. После суммарного обжатия $\varepsilon \sim 1,4$ при 600 и 650°C среднее расстояние между границами поперек ламелей составляет 72 и 127 нм, соответственно, а плотность решеточных дислокаций $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

Механические свойства образцов после классической обработки стали после темпформинга и по режиму закалка+отпуск для сравнения приведены в таблице 1. Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, стали увеличивается после темпформинга на 25%. В то же время ударная вязкость, KCV, в нормальном направлении увеличивается в 10 раз. В поперечном направлении величина KCV не изменяется после темпформинга.

Таблица 1. Механические свойства стали после темпформинга

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	HRC	KCV, Дж/см ² (Нормальный/Поперечный)
Закалка+отпуск 600°C	1460	1580	11,5	48	26
Закалка+отпуск 650°C	1310	1390	9,2	44	33
Темпформинг 600°C, $\varepsilon \sim 1,4$	1775	1810	4,7	49,5	219/26
Темпформинг 650°C, $\varepsilon \sim 1,4$	1550	1555	9,4	45,5	242/35

Анализ изломов образцов Шарпи, вырезанных в нормальном направлении показал, что исходная трещина распространяется по стабильному механизму, затем происходит зарождение вторичной трещины вдоль ламели с ориентировкой $\{100\}_\alpha <110>$, которая распространяется по механизму скола вдоль направления прокатки и поперек распространению исходной трещины. Происходит расслоение образца. Из-за образования вторичной трещины концентрация напряжений в вершине исходной трещины снижается. Далее происходит изгибная пластическая деформация ламелей, не затронутых процессом разрушения на первом этапе до тех пор, пока в них не зарождается следующая трещина. Процесс повторяется. Пластическая деформация ламелей при расслоении является причиной высокой ударной вязкости стали в нормальном направлении. В свою очередь причиной расслоения является острая кристаллографическая текстура $\{100\}_\alpha <110>$ и большая вытянутость зерен вдоль направления прокатки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, программа Мегагрант, соглашение № 075-15-2021-572.

1. Tomita Y. Development of Fracture Toughness of Ultrahigh Strength, Medium Carbon, Low Alloy Steels for Aerospace Applications // Int. Mater. Rev. – 2000. – Vol. 45. – P. 27–37. – DOI: 10.1179/095066000771048791.
2. Inverse Temperature Dependence of Toughness in an Ultrafine Grain-Structure Steel / Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki // Science – 2008. – Vol. 320. – P. 1057–1060. – DOI: 10.1126/science.1156084.
3. Kimura Y., Inoue T. Mechanical Property of Ultrafine Elongated Grain Structure Steel Processed by Warm Tempforming and Its Application to Ultra- High-Strength Bolt // ISIJ int. – 2020. – Vol. 60. – P. 1108–1126. – DOI: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2019-726.
4. Kimura Y., Inoue T. Influence of Carbon Content on Toughening in Ultrafine Elongated Grain Structure Steels // ISIJ int. – 2015. – Vol. 55. – P. 1135–1144. – DOI: 10.2355/isijinternational.55.1135.
5. Tempering Behavior of Novel Low-Alloy High-Strength Steel / V. Dudko, D. Yuzbekova, S. Gaidar, S. Vetrova, R. Kaibyshev // Metals – 2022. – Vol. 12. – P. 1–15. – DOI: 10.3390/met12122177.

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНОЙ 10% CR СТАЛИ ПОСЛЕ ДОЛГОВРЕМЕННОГО СТАРЕНИЯ В ТЕЧЕНИЕ 5000 ЧАСОВ

¹Дудова Н.Р., ^{1,2}Мишнев Р.В.

¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

²Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

Одним из важных требований, предъявляемых к теплотехническим высокохромистым сталям, предназначенным для длительной работы при повышенных температурах в энергоблоках теплоэлектростанций, является сопротивление циклическим нагрузкам, которые возникают при запуске турбин и с которыми связано до 65% разрушений компонентов турбин. Известно, что высокохромистые стали мартенситного класса обладают высоким сопротивлением, как ползучести, так и циклическим нагрузкам благодаря неравновесной иерархической структуре мартенсита отпуска, упрочненной частицами различных фаз, таких как карбиды $M_{23}C_6$ и карбонитриды MX . С одной стороны, циклическая деформация ускоряет трансформацию реечной структуры сталей в субзеренную, что приводит к деградации свойств. С другой стороны, при длительной выдержке при повышенных температурах возможны изменения в реечной структуре и в распределении частиц вторых фаз, в частности, выделение и укрупнение частиц фазы Лавеса (Fe_2W), которые могут повлиять на сопротивление циклическим нагрузкам.

В данной работе проводилось исследование влияния длительного старения при температуре $650^\circ C$ в течение 5000 ч на поведение 10% Cr стали при малоцикловой усталости при $650^\circ C$. Данная сталь относится к перспективным высокохромистым сталям нового поколения с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота и демонстрирует высокий предел длительной прочности. Испытания на малоцикловую усталость проводились по схеме «растяжение – сжатие» при различных амплитудах деформации от $\pm 0,2\%$ до $\pm 0,6\%$ в условиях жесткого нагружения при симметричном цикле с постоянной частотой 0,5 Гц.

Было показано, что малоцикловое усталостное поведение 10% Cr стали при $650^\circ C$ после старения в течение 5000 ч при $650^\circ C$ характеризуется следующими параметрами:

- количество циклов до разрушения с увеличением амплитуды деформации от $\pm 0,2\%$ до $\pm 0,6\%$ уменьшается от 15 416 до 828;
- на петлях гистерезиса с увеличением амплитуды деформации от $\pm 0,2\%$ до $\pm 0,6\%$ усиливается прерывистое течение, свидетельствующее о динамическом деформационном старении стали;
- кривые зависимости амплитуды напряжения от количества циклов демонстрируют постоянное разупрочнение, начиная с 1-го, 3-го и 10-го цикла при амплитудах деформации $\pm 0,6\%$, $\pm 0,35$ и $\pm 0,6\%$ соответственно,
- зависимость между амплитудой напряжения σ_a и амплитудой пластической деформации ε_{ap} на половинном цикле описывается уравнением Морроу:

$$\lg \sigma_a = \lg (524,8) + 0,15 \lg \varepsilon_{ap};$$

- циклическая долговечность стали ($2N_f$ – количество нагружений до разрушения) связана с амплитудой полной деформации ε_{ac} выражением Басквина-Коффина-Мэнсона:

$$\varepsilon_{ac} = 0,00313(2N_f)^{-0,097} + 0,2214(2N_f)^{-0,544}.$$

Был выполнен сравнительный анализ поведения при малоцикловой усталости 10% Cr стали в исходном состоянии после отпуска и после длительного старения. Было выявлено, что длительное старение стали в течение 5000 ч не приводит к ухудшению сопротивления малоцикловым нагрузкам.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00961, <https://rscf.ru/project/23-29-00961/>.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО- И ИОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ КРУЧЕНИЕМ И ИЗГИБОМ

¹Дьяченко Ф.А., ²Лобань В.В., ²Чепелев Д.В., ^{1,2}Мейснер С.Н., ^{1,2}Мейснер Л.Л.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Благодаря эффектам памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ) сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi) применяются для создания миниатюрных изделий медицинского и немедицинского назначения. Перспективными способами улучшения физико-механических и функциональных свойств сплавов TiNi являются – создание ионно-модифицированных поверхностных слоев, а также формирование многокомпонентных поверхностных сплавов (ПС) с использованием аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового способа.

Расширение областей применения сплавов TiNi, модифицированных методами электронно- и ионно-пучковых обработок ограничивается тем, что широко изученные структурные, физико-механические и функциональные свойства получены на модельных плоских образцах. В действительности, миниатюрные изделия из сплавов TiNi, применяемые на практике, имеют сложную форму, а размеры деформируемых областей при нагружении становятся соизмеримыми с размерами самой детали. Для устройств и актуаторов, применяемых в индустрии микроэлектромеханических систем (МЭМС), важным силовым показателем материала является наименьшее время его отклика на внешнее воздействие, которое зависит от ширины механического/температурного гистерезиса, связанного с термоупругими мартенситными превращениями. Так, с увеличением объема, занимаемой поверхностными слоями после их обработки, времена отклика актуаторов в МЭМС оказываются наименьшими. Поэтому изучение закономерностей и механизмов деформации, физико-механических и неупругих свойств при испытаниях на кручение и изгибом, установление взаимосвязи этих свойств со структурой сплавов TiNi после электронно- и ионно-пучковых обработок их поверхности, являются не только актуальными, но и крайне необходимыми, с точки зрения физического обоснования эффективности использования методов модификации поверхности для улучшения свойств миниатюрных изделий из сплавов TiNi.

Цель работы – исследовать влияние электронно- и ионно-пучковых обработок на деформационное поведение и сверхэластичность никелида титана при квазистатических и циклических нагружениях кручением и изгибом.

Обнаружено, что в испытаниях на кручение TiNi-образцов в форме игл квадратного сечения, синтезированные ПС на основе системы Ti-Ni-Ta толщиной ~1 и 1,5 мкм приводят к повышению напряжения начала накопления мартенситной деформации $\tau_m \geq 400$ МПа, а также к увеличению на ~0,1÷0,2% способности к накоплению и возврату неупругой деформации. В испытаниях на кручение проволоочных TiNi-образцов (диаметром $d = 0,65$ и $0,95$ мм) с синтезированными ПС выявлено влияние масштабного фактора. Показано, что чем меньше диаметр проволоки, тем более чувствителен образец к способу обработки и типу поверхностного сплава. В условиях испытаний на трёхточечный изгиб показано, что односторонние и двухсторонние ионно- и электронно-пучковые обработки поверхности образцов сплава TiNi приводят к понижению напряжений на стадиях накопления упругой и мартенситной деформаций. Электронно-микроскопический анализ показал сохранение сплошности модифицированных слоёв при квазистатических и циклических нагружениях кручением и изгибом.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 22-29-00047.

О ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ В ДВОЙНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе представлены результаты исследований развития неупругих (сверхэластичность, СЭ, эффект памяти формы, ЭПФ) и пластической деформаций при кручении образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) в состоянии поставки от производителя. Актуальность подобной работы обусловлена тем, что в работах [1-3] предложено принимать за предел текучести сплавов на основе никелида титана напряжения в конце стадии III на линейной зависимости « σ - ε » при отклонении заданной деформации на 0,2% (при растяжении образцов) от этой зависимости, а линейность этой стадии связывать с упругой деформацией мартенситной фазы. Однако в [4] было показано, что предел текучести $\sigma_{0.2}$ или $\tau_{0.3}$ (при растяжении и кручении образцов соответственно) достигается в конце стадии псевдотекучести, то есть на стадии II. Поэтому для достижения ясности в том, как же определять условный предел текучести в сплавах на основе никелида титана, и других сплавах с термоупругим МП, необходимы дальнейшие исследования.

В настоящей работе при комнатной температуре образцы сплава находились в состоянии высокотемпературной B2-фазы. По данным EBSD-анализа средний размер зёрен образцов исследуемого сплава составлял ~ 34 мкм. При охлаждении и нагреве образцы сплава испытывали мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$. Температуры начала и конца МП в B19' фазу составляли $M_H=252K$ и $M_K=223K$, а температуры начала и конца обратного МП в B2 фазу – $A_H=258K$ и $A_K=273K$, соответственно.

Зависимости « τ - γ », полученные при 295K, имеют характерный для сплавов на основе TiNi вид: развитие упругой деформации (стадия I), площадка псевдотекучести (стадия II), линейная стадия изменения γ (стадия III), переходящая в параболическую стадию интенсивного пластического течения до разрушения образцов (IV). Показано, что при растяжении образцов напряжение мартенситного сдвига составляет $\sigma_m \sim 370$ МПа, а площадка псевдотекучести продолжается до величины $\gamma_t \sim 12\%$. Согласно методике, предложенной в [1], величина предела текучести составляет $\tau_{0.3}(IV) \sim 800$ МПа, а величина деформации растяжения при этом значении предела текучести составляет $\gamma_t \sim 21,2\%$.

В работе было выполнено два цикла исследований: 1) на одном образце с последовательным увеличением заданной ему деформации γ_t , разгрузкой и последующем нагреве разгруженного образца для определения величины оставшейся пластической деформации ($\gamma_{тр}$) (рис. 1а); 2) на «свежих» образцах с заданием каждому из них одну из следующих деформаций γ_t : 7,56%, 8,56%, 9,67% и 10,60% (рис. 1б). Для всех образцов получены зависимости величины эффектов СЭ ($\gamma_{сэ}$), ЭПФ ($\gamma_{эфф}$), суммарной неупругой ($\gamma_{снд}$) и пластической ($\gamma_{тр}$) деформаций от заданной деформации (γ_t), рис. 1.

Установлено, что напряжение мартенситного сдвига образца с последовательным увеличением заданной деформации составляло $\tau_m \sim 396$ МПа, а предел текучести согласно методике, предложенной в [4] – $\tau_{0.3} = 450$ МПа ($\gamma_{тр} = 0,3\%$). При исследовании «свежих» образцов средние значения напряжения мартенситного сдвига составляли $\tau_m = (350 \pm 30)$ МПа. В свою очередь, величина заданной деформации, при которой достигается $\gamma_{тр} = 0,3\%$ равно $\gamma_t = 10,0\%$, а предел текучести составляет $\tau_{0.3} = (490 \pm 15)$ МПа. Как видно, из экспериментальных данных в образцах сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%) в состоянии поставки от производителя предел текучести достигается в конце площадки псевдотекучести и меньше предела текучести определяемого по линейному отклонению при нагружении образцов на стадии III, то есть $\tau_{0.3}(IV) \sim 800$ МПа, как предложено в [1-3]. При этом при задании образцам деформации $\gamma_t \sim 21,0\%$, в образцах с последовательным повышением заданной деформации задается пластическая деформация $\gamma_{тр} \sim 6,5\%$, т.е. больше 0,3%.

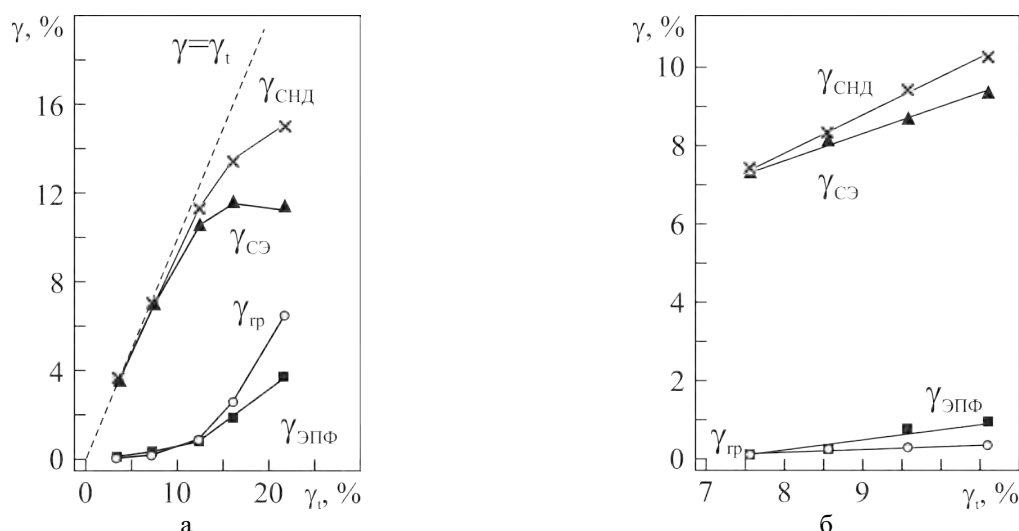


Рис. 1. Зависимости величин сверхэластичности (\blacktriangle), эффекта памяти формы (\blacksquare), суммарной неупругой деформации (\times) и пластической деформации (\circ) от заданной образцам деформации γ_t после изотермического нагружения при 299К. Образцы с последовательным увеличением заданной деформации (а) и «свежие» образцы (б)

Таким образом, реальный (условный) предел текучести $\tau_{0.3}$ в исследованных образцах существенно меньше, чем $\tau_{0.3}(\text{IV})$. Полученные результаты показывают, что корректное определение предела текучести в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями возможно только при совместном анализе зависимостей «напряжение-заданная деформация» и «пластическая деформация-заданная деформация».

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН FWRW-2021-0004.

1. Wayman C.M., Duerig T.W. An Introduction to Martensite and Shape Memory, in: T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stockel, C.M. Wayman (Eds.), Eng. Asp. Shape Mem. Alloy., Elsevier, 1990: pp. 3–20. DOI:10.1016/B978-0-7506-1009-4.50005-6.
2. Structure and Properties of Severely Cold-Rolled and Annealed Ti-Ni Shape Memory Alloys / S.D. Prokoshkin, V. Brailovski, K.E. Inakyan, V. Demerus, I.Yu. Khmelevskaya, S.V. Dobatkin, E.V. Tatyannin // Mater. Sci. Eng. A – 2008. – Vol. 481-482. – P. 114-118.
3. Исследование природы высокой прочности и пластичности ультрамелкозернистого сплава TiNi, полученного равноканальным угловым прессованием / Д.В. Гундеров, Е.А. Прокофьев, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – №10. – С. 13-21.
4. Yield stress in titanium nickelide-based alloys with thermoelastic martensitic transformations / A. Lotkov, V. Grishkov, V. Timkin, A. Baturin, D. Zhapova // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – Vol. 744. – P. 74-78.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ И $\text{Ni}_{39}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{15}$

Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Ефтифеева А.С., Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Тохметова А., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Сплав NiFeGaCo является очень перспективным сплавом с термоупругими МП, так как продемонстрировал широкий температурный диапазон сверхэластичности (СЭ), большую деформацию и высокую циклическую стабильность при концентрации кобальта до 6 ат. % [1, 2]. Известно много работ, в которых подробно описаны функциональные свойства сплава NiFeGaCo при концентрации кобальта менее 6 ат. %, однако при концентрации кобальта 10 ат. % и выше – свойства сплавов полностью не изучены. При увеличении содержания кобальта более 10 ат.%, [1], в сплаве повышаются напряжения для получения МП, понижаются температуры МП и возможно появление strain glass состояния (замороженная неупорядоченная структура). Несмотря на отсутствие термоиндуцированного МП в сплавах NiFeGaCo при $C_{\text{Co}} \geq 10$ ат.%, можно наблюдать МП, вызванные внешними сжимающими/растягивающими напряжениями [1], в том числе эффект памяти формы (ЭПФ) и СЭ. Однако данных о циклической стабильности нет. Следовательно, данная работа посвящена исследованию влияния содержания кобальта на циклическую стабильность СЭ в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ и $\text{Ni}_{39}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{15}$.

После роста монокристаллы ориентацией [001] подвергались высокотемпературному отжигу при 1448 К 1 ч с последующей закалкой в воду. Циклическую стабильность СЭ изучали на Instron 5969 со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} в циклах нагрузка/разгрузка. Циклические испытания монокристаллов $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ и $\text{Ni}_{39}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{15}$ были проведены при близком уровне критических напряжений 440 МПа, но разных температурах 398 К и 203 К (эксперимент 1), а также при одной температуре 300 К, но разном уровне критических напряжений 170 и 630 МПа (эксперимент 2).

При проведении эксперимента 1 установлено, что циклическая стабильность СЭ сильно зависит от содержания кобальта. В монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ данные зависимости можно разделить на два этапа. Максимальная деградация петли СЭ происходит в первых 20 циклах, когда значения критических напряжений σ_{cr} уменьшаются на 5 %, а механический гистерезис – на 35 %. Второй этап, с 21 по 100 цикл характеризуется более стабильной СЭ напряжения уменьшаются всего на 3 %, а механический гистерезис сужается на 15 %. Общая накопленная деформация за 100 циклов не превышает 0,3 %.

В монокристаллах $\text{Ni}_{39}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{15}$ зависимости критических напряжений σ_{cr} и гистерезиса $\Delta\sigma$ имеют другой вид. В течение первых 20 циклов, как и в $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$, напряжения и гистерезис уменьшаются (на 4 и 11 %, соответственно). При этом необходимо отметить, что в первых 20 циклах в монокристаллах с большим содержанием кобальта изменения параметров меньше, по сравнению с $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$. Однако после 20 цикла вместо стабильности наступает сильная деградация, которая сопровождается образованием микротрещин. С 21 по 29 цикл напряжения уменьшаются на 35 %, а механический гистерезис возрастает на 240 %. На 30-м цикле наступает разрушение образца. Общая накопленная необратимая деформация с 1 по 29 цикл составляет 0,8 %.

Эксперимент 2, проведенный при одной температуре 300 К подтверждает данные, полученные на основе эксперимента 1 при различных температурах. Во-первых, в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ в первых 20 циклах при 294 К наблюдается аналогичная деградация СЭ (σ_{cr} уменьшается на 5 %, $\Delta\sigma$ сокращается на 35 %), как и при циклировании при повышенной температуре 398 К. При увеличении числа циклов свыше 20 в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ СЭ слабо деградирует. Во-вторых, монокристаллы $\text{Ni}_{39}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{15}$ демонстрируют слабую деградацию СЭ при 298 К в первых 10 циклах (σ_{cr} уменьшается на 1 %, $\Delta\sigma$ сокращается на 15 %), однако, после 42 цикла наблюдается резкая

деградация СЭ (σ_{cr} уменьшается на 20 %, $\Delta\sigma$ возрастает на 500 %) и разрушение образца после 46 цикла. В зависимости от образца количество циклов до разрушения при 298 К составляет 30-50 циклов, что близко к значениям при 203 К.

Поведение монокристаллов при циклических нагрузках в первых 20 циклах определяют и закономерности развития СЭ в последующих циклах. В монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ упругая энергия релаксирует на образование дислокаций и остаточного мартенсита, приводя к дислокационному упрочнению. Поэтому далее деградация замедляется и СЭ становится более стабильной. При этом соотношение упругой и рассеянной энергии ΔG_{rev} и ΔG_{irr} все время монотонно растет (значения ΔG_{rev} и ΔG_{irr} оценены по площади под кривой разгрузки и внутри петли гистерезиса $\sigma(\epsilon)$). Напротив, в монокристаллах $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ в первых 20 циклах происходит более значительное накопление упругой энергии, которая слабо рассеивается на образование дефектов. При увеличении числа циклов выше 20 наблюдается сильная релаксация упругой энергии, связанная с тем, что высокие локальные напряжения приводят к микротрещинам. Разрушение монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ в избранных условиях циклирования при 398 К до 700 МПа не происходит до 600 циклов. Причиной повышенной хрупкости монокристаллов $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$, по сравнению с кристаллами $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, является увеличение содержания кобальта. В монокристаллах $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ не обнаружены МП при охлаждении/нагреве без нагрузки. Исходя из литературных данных [1], при таком содержании кобальта в сплавах наблюдается strain glass переход ввиду большого количества точечных дефектов, препятствующих образованию макроамелей мартенсита и формирующих нанодомены с локальным порядком. Вызывать МП можно приложением высоких напряжений, по сравнению со сплавами близкого состава, но способных к термоиндуцированному МП. Следовательно, кристаллы $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ характеризуются высоким сопротивлением матрицы к росту ориентированного мартенсита. Можно предположить, что такая особая микроструктура в $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ служит причиной накопления большой упругой энергии в процессе образования мелкодисперсного мартенсита под нагрузкой.

Таким образом, экспериментально показано, увеличение содержания кобальта от $x=10$ до 15 ат. % в закаленных монокристаллах $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ приводит к охрупчиванию материала и понижению циклической стабильности СЭ. Монокристаллы $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ выдерживают более 600 циклов без разрушения, тогда как в монокристаллах $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ после 20 цикла наблюдается сильная деградация СЭ посредством образования микротрещин, что в итоге приводит к разрушению образца.

Работа была поддержана Российским научным фондом (грант № 21-19-00287).

1. Cyclic Stability of Superelasticity in [001]-Oriented Quenched $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ and $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ Single Crystals / E. E. Timofeeva, E. Yu. Panchenko, A. S. Eftifeeva [et al.] // ACTA METALL SIN-ENGL. – 2022. – Vol. 36. – P. 650–660. – DOI:10.1007/s40195-022-01489-1.
2. The mechanism of orientation dependence of cyclic stability of superelasticity in NiFeGaCo single crystals under compression / E. E. Timofeeva, E. Yu. Panchenko, N. G. Vetoshkina, [et al.] // Russ. Phys. J. – 2016. – Vol. 59. – P. 1251–1260. – DOI: 10.1007/s11182-016-0899-0.
3. Yu C. A micromechanical constitutive model for anisotropic cyclic deformation of super-elastic NiTi shape memory alloy single crystals // J. Mech. Phys. Solids. – 2015. – Vol. 82. – P. 97-136. – DOI: 10.1016/j.jmps.2015.05.012.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МОНОСЛОЯ, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ, НА ИЗГИБНУЮ ПРОЧНОСТЬ

^{1,2}Злобина И.В., ¹Бекренев Н.В., ²Егоров А.С.

¹Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов

²НИЦ «Курчатовский институт», Москва

Аддитивные технологии (3D печать) относятся к одному из наиболее перспективных и развиваемых направлений совершенствования промышленного производства в условиях цифровизации экономики и перехода к «Индустрии 4.0». Широко распространена технология FDM, предусматривающая нанесение расплава термопластичного полимера в виде тонкой нити на платформу построения. Одним из направлений повышения прочности изделий, построенных по данной технологии, является печать филаментами, армированными нитью из углеродных волокон, предварительно пропитанной реактопластом [1-5]. Недостаток данной технологии, заключается в разнородности теплофизических и механических свойств термореактивного и термопластичного связующих, что снижает адгезию между слоями и, соответственно, прочность. Известно, что обработка полимерных и композиционных материалов в СВЧ электромагнитном поле способствует повышению их физико-механических свойств [6-9].

Исследовано влияние СВЧ обработки монослоя, сформированного путем трехмерной печати на 3D принтере Anisoprint Composer A4 из препрега, армированного жгутом из непрерывных углеродных волокон, пропитанного эпоксидной смолой ЭД-20 и покрытого термопластичным полиэфирэфиркетонном. Использованы образцы размерами 70x10x1,5 мм. Обработку образцов осуществляли при частоте 2450 МГц и плотности потока энергии (ППЭ), равной $(40-41) \times 10^4$ мкВт/см² на экспериментальной СВЧ технологической установке, созданной на базе микроволнового рупорного излучателя «Жук-2-02» производства ООО «АгроЭкоТех», г. Обнинск, Калужской обл. В процессе обработки контролировали интегральную поверхностную температуру образцов при помощи тепловизора FLIR E40. Испытания на трехточечный изгиб проводили в соответствии с ГОСТ Р 56805-2015 и ГОСТ Р 57866-2017 с использованием цифрового пресса ПМ-МГ4 СКБ «Стройприбор», г. Челябинск. Поверхность повреждения изучали при помощи цифрового микроскопа Bresser LCD 50x–2000x.

Получены эмпирические зависимости «температура материала - время СВЧ воздействия», и «предельные напряжения - температура» (рис. 1) с погрешностью не более 10% аппроксимированные полиномом второго порядка и логарифмической функцией.

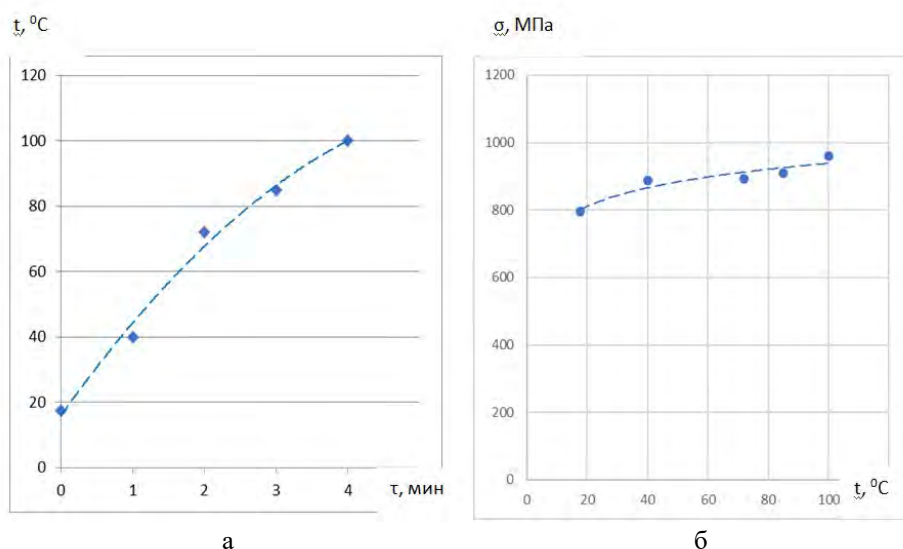


Рис. 1. Зависимость температуры образцов от времени СВЧ воздействия (а) и предельных напряжений при трехточечном изгибе образцов от температуры (б) в сравнении с контрольными образцами

Анализ полученных зависимостей показывает, что основным параметром, удовлетворительно коррелирующим с физико-механическими свойствами монослоев, является температура их нагрева в СВЧ электромагнитном поле. Установлено, что СВЧ воздействие при принятой в эксперименте длительности способствует увеличению напряжений в образцах при их трехточечном изгибе на (11,6 – 20)%. При этом наибольшие изменения отмечаются при нагреве образцов от исходной температуры до (39-41)⁰С и от 90⁰С до (99-102)⁰С. Установлено, что повышение предельных напряжений сопровождается незначительным снижением податливости образцов. При этом хордовый модуль повышается в зависимости от температуры СВЧ нагрева в 1,7-3,4 раза. Показано некоторое уменьшение повреждаемости поверхности в процессе испытаний и увеличение сплошности внешнего термопластичного слоя препрегов (рис. 2).

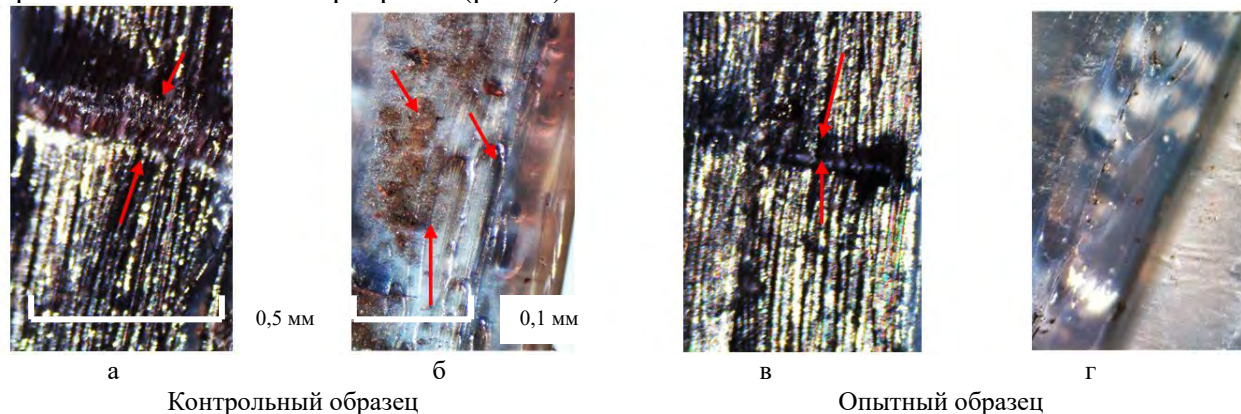


Рис. 2. Типичный характер повреждения (а, в) и внешнего термопластичного слоя (б, г)

Полученные результаты могут быть связаны с увеличением количества консолидированных волокон в армирующих препрегах и дополнительной свариваемостью слоев за счет временного подплавления термопластичного внешнего слоя.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-79-00039 «Обоснование методологии комплексного модифицирования композиционных материалов для экстремальных условий эксплуатации на основе изучения фазово-структурных превращений под влиянием электрофизических воздействий различного частотного диапазона».

1. Гибсон Я. Технологии аддитивного производства. Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство. - М.: ТЕХНОСФЕРА, 2016. – 656 с.
2. Bikas H. Additive Manufacturing methods and modeling approaches: a critical review // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 83. – P. 389-405. – DOI: 10.1007/s00170-015-7576-2.
3. Электронный ресурс: https://delprof.ru/upload/iblock/ced/DelProf_Analitika_Rynok-3D_pechati.pdf.
4. Multi Scale Analytical Methodology for the Prediction of Mechanical Properties of 3D-printed Materials with continuous Fibres / Polyzos E., Katalagarianakis A., Van Hemelrijck D. // Additive Manufacturing. – 2020. – V. 36. – P. 101394. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101394.
5. Fiber-matrix Impregnation Behavior During Additive Manufacturing of continuous Carbon Fiber reinforced Poly(lactic Acid) Composites / Wang F., Wang G., Zhang Z. // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 37. – P. 101661. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101661.
6. Архангельский Ю. С. Справочная книга по СВЧ-электротермии. – Саратов : Научная книга, 2011. -560 с.
7. Microwave heating of carbon-based solid materials / Teawon Kim, Jaegun Lee, Kun-Hong Lee // Carbon Letters. – 2014. – Vol. 15, No. 1. – P. 15-24. – DOI: 10.5714/CL.2014.15.1.015.
8. Злобина И.В. О механизме повышения механических характеристик отвержденных полимерных композиционных материалов под действием СВЧ электромагнитного поля // Известия Саратовского университета. Новая серия. Серия: Физика. – 2022. – Т. 22, № 2. – С. 158-169.
9. Злобина И.В. Влияние сверхвысокочастотного электромагнитного поля на межслоевую прочность в отвержденных полимерных композиционных материалах / И.В. Злобина, Н.В. Бекренев, А.С. Егоров, Д.И. Кузнецов // Журнал технической физики. – 2023. – Т. 93, Вып. 2. – С. 237-340.

АВТОВОЛНОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Зуев Л. Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Многолетнее изучение природы пластической деформации твердых тел привело к заключению о неоднородном характере пластического течения на любом его этапе. Справедливость этого положения прослеживается на дислокационном, мезо- и макро-скопическом масштабных уровнях, причем все разномасштабные явления локализации становятся существенными для процессов пластического течения практически одновременно. Явление макролокализации пластической деформации характерно для любых материалов и любых условий нагружения, а формы распределения ее очагов и их кинетика связаны со стадийностью пластического течения. Возникающие при этом в образце пространственно-временные структуры локализации появляются при деформации с постоянной скоростью. Теперь уже очевидно, что в процессе формирования макроочагов локализованной пластичности деформируемая среда самопроизвольно расслаивается на чередующиеся друг с другом. Этот процесс эквивалентен упорядочению (самоорганизации) среды.

В то же время при анализе процессов пластической деформации неоправданно мало внимания, на наш взгляд, уделяется фундаментальному масштабному уровню, характеризующему структуру и свойства собственно кристаллической решетки. Последняя в существующих теориях пластичности обычно рассматривается лишь какместилище дефектов, непосредственно ответственных за пластическое формоизменение. Настоящая работа призвана показать, что существует прямая связь между решеточными характеристиками и закономерностями локализованного пластического течения.

Исследования проводились на широком классе материалов с ГЦК, ОЦК, ГПУ и тетрагональной решетками, а также неметаллических материалах. В качестве иллюстрирующих анализ результатов далее приводятся данные, характерные для всех материалов, независимо от их природы. Специально разработанная методика двухэкспозиционной спекл-фотографии, дающая при поле зрения ~100 мм разрешение на уровне оптического микроскопа ~1 мкм при измерении вектора смещений \mathbf{r} , реализована с помощью комплекса *ALMEC (Automatic Laser Measuring Complex)*. Он позволяет восстанавливать поле векторов $\mathbf{r}(x, y)$ при деформации образцов и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии

$$\beta_{ij} = \nabla \mathbf{r}(x, y) = \begin{vmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{vmatrix} + \omega_z, \quad (1)$$

где удлинение $\varepsilon_{xx} = \partial u / \partial x$, сужение $\varepsilon_{yy} = \partial v / \partial y$, сдвиг $\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = 1/2(\partial v / \partial x + \partial u / \partial y)$ - компоненты тензора пластической деформации, а $\omega_z = 1/2(\partial v / \partial x - \partial u / \partial y)$ - поворот вокруг оси z ; $u = r \cos \varphi$ - продольная, $v = r \sin \varphi$ - поперечная компоненты вектора перемещения \mathbf{r} , а φ - угол между вектором \mathbf{r} и осью растяжения образца. Программа создает файлы данных $\varepsilon_{xx}(x, y)$, $\varepsilon_{yy}(x, y)$, $\varepsilon_{xy}(x, y)$, $\omega_z(x, y)$ и представляет результаты в виде полей векторов перемещений $\mathbf{r}(x, y)$ или распределений компонент тензора (1) по образцу. Далее из зависимостей координат очагов локализации X от времени t получают количественные данные о кинетике развития локализации пластического течения. Это позволяет определить пространственный λ и временной T периоды процесса и, соответственно, волновое число $k = 2\pi/\lambda$ и частоту $\omega = 2\pi/T$, а также скорость движения очагов $V_{aw} = \lambda/T = \omega/k$.

Характерной и хорошо исследованной закономерностью любого процесса пластического течения является его многостадийность, которая изучалась многими авторами в течение длительного времени. По этой причине наблюдаемые картины локализации следует сопоставить с действующим на данной стадии течения законом деформационного упрочнения, который можно формально характеризовать дискретно меняющимся показателем

упрочнения n в степенном уравнении Людвига, аппроксимирующем кривую пластического течения и связывающем напряжение течения σ с деформацией ε соотношением

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + \theta \cdot \varepsilon^n. \quad (2)$$

В уравнении (2) σ_0 - предел текучести, θ - коэффициент деформационного упрочнения. В таком случае стадии упрочнения на кривой $\sigma(\varepsilon)$ легко выделяются, так как

$n = 0$ на площадке текучести ($\sigma \sim \varepsilon^0$; $\theta = 0$),

$n = 1$ на стадии линейного деформационного упрочнения ($\sigma \sim \varepsilon^1$; $\theta = \text{const}$),

$n = 1/2$ на стадии параболического (тейлоровского) упрочнения ($\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$),

$0 \leq n < 1/2$ на стадии предразрушения ($\sigma \sim \varepsilon^n$).

Сопоставление выделенных стадий процесса с данными о картинах локализации пластического течения показывает, что каждому этапу течения отвечает определенный тип картины локализации, практически не зависящий от деталей механизма деформации и структуры деформируемого материала. Это наблюдение, справедливое для всех исследованных до настоящего момента материалов, позволило ввести **Правило соответствия** форм локализации стадиям деформационного упрочнения:

- *стадии площадки текучести соответствует движение вдоль образца уединенного очага локализованной деформации,*

- *стадии линейного деформационного упрочнения соответствует движение по образцу с постоянной скоростью группы эквидистантных очагов локализации,*

- *параболической (тейлоровской) стадии деформационного упрочнения соответствует система эквидистантно расположенных стационарных очагов локализованной деформации,*

- *стадии предразрушения соответствует взаимосогласованное движение очагов локализованной пластичности, приводящее к «коллапсу» таких очагов.*

Эти закономерности, выполняются для всех материалов независимо от состава, структуры и механизма пластической деформации. Достаточно широкие вариации микро-структуры влекут за собой лишь количественные изменения картин локализации, не затрагивая ее качественных черт. Главное состоит в том, что пластическая деформация коррелирована по всему объему образца и величина $\lambda \approx 10^{-2}$ м (длина волны локализованного течения) играет роль длины корреляции. Наблюдаемые формы локализации пластического течения практически исчерпываются перечисленными, а их число всегда совпадает с числом наблюдаемых в материале стадий кривой $\sigma(\varepsilon)$.

Чтобы интерпретировать существование ограниченного числа картин локализации пластического течения на макроскопическом масштабном уровне, рассмотрим некоторые характерные детали изменений картин локализации течения на последовательных стадиях деформирования в связи с изменениями дефектной структуры материала. В частности, хорошо известно, что одиночный фронт деформации (фронт Людерса), наблюдающийся на стадии площадки текучести, разделяет упруго и пластически деформированные объемы материала, и при его движении объем первого уменьшается, а второго растет. На фронте Людерса деформируемая среда необратимо переводится в новое состояние, характеризующееся большей дефектностью и способностью пластически деформироваться дислокационным скольжением. На стадиях линейного и параболического деформационного упрочнения дефектная структура в локальных объемах образца изменяется периодически, и эти изменения непосредственно проявляются в макроскопической неоднородности пластического течения, развивающей на этих стадиях по разным законам.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00075), <https://rscf.ru/project/21-19-00075/>.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ, СОВМЕЩЕННОЙ С ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ, НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V

Казаченок М.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Несмотря на более высокую стоимость оборудования и необходимость наличия вакуумной камеры, ограничивающей размеры свариваемых деталей, электронно-лучевая сварка является наиболее предпочтительным методом формирования неразъемных соединений титановых сплавов. Среди различных способов сварки (лазерная, электродуговая и аргонодуговая сварка, сварка трением с перемешиванием и др.) электронно-лучевая сварка обеспечивает максимальную удельную мощность и, следовательно, максимальную глубину проплавления при минимальной ширине шва и околошовной зоны.

Возникающие в результате формирования сварных швов остаточные растягивающие напряжения обуславливают снижение усталостной прочности сварных соединений, и вызывают необходимость проведения их механической постобработки. В настоящей работе в качестве постобработки сварных соединений 3D-напечатанных образцов титанового сплава Ti-6Al-4V предложена комплексная обработка, сочетающая ультразвуковое воздействие с одновременным пропусканием электрического тока. Последнее позволяет избежать возникновения поверхностных трещин в процессе ультразвуковой ударной обработки и увеличить ее интенсивность.

В качестве материала исследования использовались 3D-напечатанные заготовки Ti-6Al-4V в форме параллелепипеда, полученные на установке 6Е400 для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Электронно-лучевая сварка проводилась на установке 6Е400 по следующим параметрам: ускоряющее напряжение – 30 кВ, ток пучка – 80 мА, скорость движения луча – 10 мм/с, диаметр пятна нагрева – 3 мм, развертка луча – «спираль». Перед сваркой поверхности сопряжения тщательно очищались. Образцы сваривались с двух сторон состыкованных без разделки кромок пластин. Ультразвуковую ударную обработку поверхностных слоев 3D-напечатанных образцов титанового сплава Ti-6Al-4V проводили на установке И-4/1-2.0. При этом образец из титанового сплава и ударник из твердого сплава WC/Co были подключены к источнику тока в качестве анода и катода, соответственно. Воздействие током проводили в импульсном режиме с частотой тока 400 Гц, длительностью импульса 25 мкс и силе тока 200-850 А.

В результате проведенных исследований был выбран оптимальный режим комплексной ультразвуковой ударной обработки сварных швов 3D-напечатанных образцов титанового сплава Ti-6Al-4V. Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, дифракции обратно-рассеянных электронов, а также рентгеноструктурного анализа показано, что ультразвуковая ударная обработка при одновременном пропускании электрического тока позволяет эффективно управлять микроструктурой, фазовым составом, а, следовательно, величиной остаточных напряжений и микротвердостью поверхностных слоев неразъемных соединений 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

МЕТОДИКИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ ИЗ ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА С АНАЛИЗОМ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Карагерги Р.П., Козлов А.В., Шило О.Б., Барсанова С.В., Портных И.А.
Акционерное общество «Институт реакторных материалов», Заречный

В активной зоне (АкЗ) реакторов на быстрых нейтронах тепловыделяющие элементы (ТВЭЛы) эксплуатируются в неоднородных условиях облучения, а ограничение срока эксплуатации связано с распуханием и деградацией физико-механических характеристик материала оболочки ТВЭЛА [1-3]. Кроме того, в зависимости от координаты по высоте АкЗ, на различных участках ТВЭЛА оболочка подвергается механическим воздействиям, которые вызваны различными факторами [4]. А именно, с внутренней стороны оболочка испытывает давление газовых продуктов деления и топливной композиции, а с внешней стороны из-за распухания оболочки происходит взаимодействие пучков ТВЭЛОВ между собой и чехлом тепловыделяющей сборки (ТВС) через дистанционирующую проволоку [5]. Последнее совместно с термическими напряжениями в оболочке приводит к сильному неоднородному формоизменению ТВЭЛОВ в процессе эксплуатации. Например, наблюдаются увеличение диаметра и овализация отдельных участков оболочки ТВЭЛА [6, 7]. В дополнение к перечисленным явлениям, с внутренней стороны оболочки в процессе эксплуатации развивается межкристаллитная коррозия [8]. Таким образом, в процессе эксплуатации в оболочке ТВЭЛА происходит изменение напряженно-деформированного состояния (НДС). Информация об НДС оболочки в различных схемах нагружения может быть использована для оценки остаточного ресурса материала оболочки в тех случаях, когда определение механических свойств традиционными методами обработки диаграмм механических испытаний затруднено.

Для оценки остаточного ресурса оболочек ТВЭЛОВ проводят послереакторные материаловедческие исследования в условиях «защитных» камер. Они включают в себя структурные исследования и различные виды механических испытаний. При этом современные тенденции развития методик механических испытаний включают комплексный подход, в котором, наряду с записью диаграмм так же проводится анализ НДС в процессе испытания образца. Этот анализ выполняют с использованием аппарата механики деформаций и верифицируют путем сопоставления экспериментальной и расчётной диаграмм механических испытаний.

Целью доклада является обзор комплекса используемых и разрабатываемых методик механических испытаний образцов из облученных оболочек ТВЭЛОВ, проводимых в «Корпусе защитных камер» АО «Института реакторных материалов» (рис. 1).

Комплекс методик механических испытаний включает в себя проведение испытаний кольцевых образцов комбинированным способом, продольное сжатие образцов для построения диаграммы деформационного упрочнения материала оболочки, а также испытание трубчатых образцов внутренним давлением твердого заполнителя и внецентрированное растяжение кольцевых образцов с искусственным дефектом.

В докладе проведен анализ достоинств и недостатков приведенных методов, иллюстрированный результатами испытаний образцов из оболочек ТВЭЛОВ, после эксплуатации в реакторе на быстрых нейтронах. Рассматривается эволюция НДС при различных видах механических испытаний.

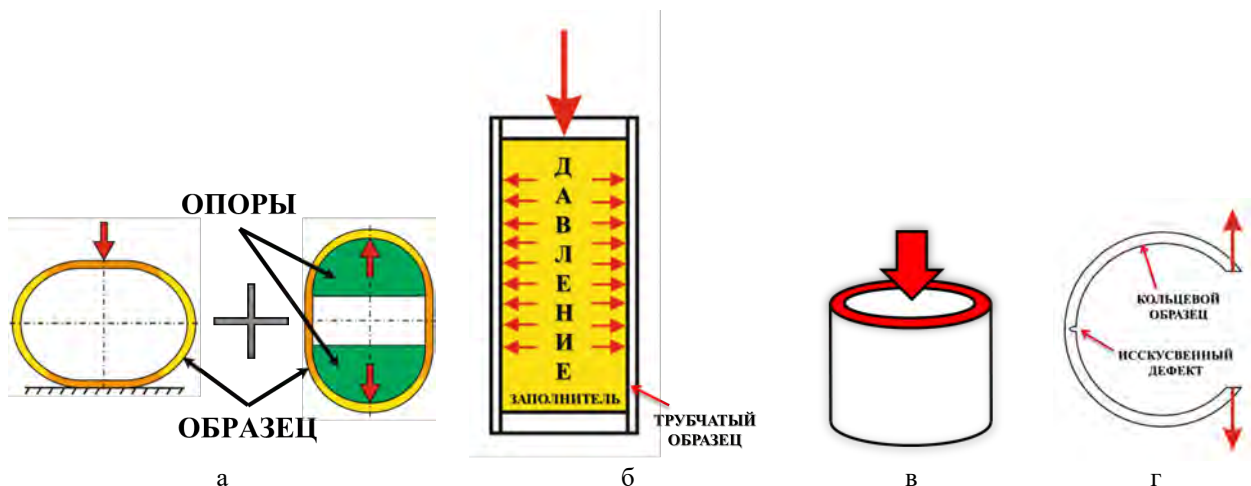


Рис. 1. Схемы кратковременных механических испытаний образцов из оболочки твэла реактора БН-600: комбинированный способ испытания кольцевого образца (а); испытание трубчатого образца внутренним давлением твердого заполнителя (б); продольное сжатие образца (в); внецентренное растяжение образца (г)

1. Баканов М.В., Мальцев В.В., Ошканов Н.Н., Чуев В.В. Основные результаты контроля работоспособности твэлов с оболочками из аустенитных сталей нового поколения // Изв. Вузов. Яд. Энерг. – 2011. – №1. – С. 187–195.
2. Козлов А.В. Действие нейтронного облучения на металлы при различных температурах и возможность самоорганизации протекающих при этом процессов // Физ. Элем. Частиц и Ат. Ядра. – 2006. – Т.37. №4. – С. 1110–1150.
3. Козлов А.В. Радиационные дефекты в аустенитных сталях при нейтронном облучении и их влияние на физико-механические свойства // Изв. Вузов. Яд. Энерг. – 2011. – №1. – С. 196–210.
4. Гордеев С.С., Сорокин А.П. Влияние различных факторов на формирование температурного поля активной зоны реакторов на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем в процессе кампании // ВАНТ: Яд.-реак. конст. – 2018. – Вып. 2. – С. 2–22
5. Поролло С.И., Конобеев Ю.В., Шулепин С.В. Анализ поведения оболочек твэлов БН-600 из стали 0X16H15M3BP при высоком выгорании топлива // Ат. Энерг. – 2009. – Т.106, №4. – С. 188–194.
6. Чуев В.В., Митюрёв К.В., Коновалов И.И. Выявление факторов ускоренного накопления повреждений в оболочках твэлов, облученных в реакторе БН-600, неразрушающими методами контроля // Изв. Вузов. Яд. Энерг. – 2011. – №2. – С. 171–180.
7. Коновалов И.И., Митюрёв К.В., Попов В.В., Ганина С.М. Оценка остаточного ресурса оболочек тепловыделяющих элементов реактора БН-600 из аустенитной стали ЧС-68 // Изв. Вузов. Яд. Энерг. – 2012. – №1. – С. 149–158.
8. Кинёв Е.А., Шихалёв В.С., Барыбин А.В. Внутритвэльная коррозия сталей ЭК-164 и ЧС-68 быстрого энергетического реактора на основе диоксида урана // Изв. Вузов. Яд. Энерг. – 2015. – №3. – С. 49–55.

ПОСТРОЕНИЕ ДВУМЕРНОЙ ДИСКРЕТНОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА

Князев Н.А., Волегов П.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Процессы самоорганизации дислокаций существенным образом влияют на механическое поведение материала при исследовании пластичности кристаллов. Характер взаимодействия дислокаций друг с другом, формирование определенной дислокационной структуры определяется исходя из заданных условий деформирования и кристаллической структуры материала [1]. Возникает необходимость изучения закономерностей эволюции дислокационной структуры при пластическом деформировании металлов и сплавов.

Основная проблема экспериментальных исследований состоит в том, что в большинстве из них отсутствует ясно видимая динамика дислокаций в материале. Ещё одним недостатком подобных исследований является получение дислокационной структуры только после эксплуатации образцов. Поэтому в последнее время широкую популярность получили модели, основанные на дискретном дислокационном подходе. Использование дискретного дислокационного подхода позволяет явным образом учитывать дислокации в материале, формулировать законы движения и взаимодействия дислокаций (аннигиляция, закрепление вблизи препятствий, зарождение источниками дислокаций, поперечное скольжение и др.) [2]. Целью работы является построение двумерной дискретной дислокационной модели для описания неупругого деформирования ГПУ-монокристалла, позволяющая определить эволюцию дислокационной структуры и учитывающая влияние свободной поверхности.

Для получения динамики дислокаций в монокристалле вводится гипотеза о рассмотрении чисто краевых дислокаций в двумерном случае. Основным механизмом движения дислокаций является скольжение по призматическим системам ГПУ решетки. В качестве уравнений движения записываются соотношения, демонстрирующие линейную зависимость скорости движения дислокации от силы Пича-Келлера, действующей на единицу длины дислокации. Общие поля напряжений, деформаций и перемещений состоят из двух слагаемых [3]:

$$\mathbf{u} = \tilde{\mathbf{u}} + \hat{\mathbf{u}}, \quad \boldsymbol{\varepsilon} = \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}} + \hat{\boldsymbol{\varepsilon}}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \tilde{\boldsymbol{\sigma}} + \hat{\boldsymbol{\sigma}},$$

где $\tilde{\mathbf{u}}, \tilde{\boldsymbol{\varepsilon}}, \tilde{\boldsymbol{\sigma}}$ представляют собой суперпозицию полей дислокаций, $\hat{\mathbf{u}}, \hat{\boldsymbol{\varepsilon}}, \hat{\boldsymbol{\sigma}}$ являются полями изображений, подавляющими дислокационные возмущения на границах и тем самым сохраняющими реальные граничные условия на поверхностях монокристалла. Помимо упругих дальнедействующих взаимодействий дислокаций в модель включены близкодействующие дислокационные взаимодействия: закрепление дислокаций вблизи препятствий, аннигиляция, зарождение дислокаций источниками Франка-Рида.

Для нахождения полей изображений решалась краевая задача методом конечных элементов. В случае приближения дислокаций к границам метод конечных элементов позволяет получить корректное решение лишь при сильном измельчении сетки, что приводит к высоким вычислительным нагрузкам [4]. Для решения этой проблемы вводится приграничный слой, при попадании дислокаций в который процедура вычисления полей изображений переопределяется. Новое решение включает в себя поля дислокаций изображения, расположенных специальным образом по другую сторону границы, и дополнительные поля изображений, записываемые в виде рядов с искомыми коэффициентами. В результате суперпозиция полей напряжений исходной дислокации, дислокации изображения и дополнительного поля напряжений даст нулевые касательные и нормальные напряжения на границах.

В рамках численных экспериментов монокристалл титана квадратной формы подвергался пластическому деформированию в условиях одноосного сжатия (нижняя граница считалась жестко закрепленной, верхняя была свободной). Проведена проверка

корректности работы метода конечных элементов – построен график сходимости метода и распределения нормальных напряжений на границах. Особое решение для полей изображений при приближении дислокаций к границе также проверялось на адекватность. Для того, чтобы убедиться в сохранении реальных граничных условий, были построены распределения компонент поля напряжений дислокаций, изображений и общего поля на границах монокристалла. В конечном итоге, определена эволюция дислокационной структуры при постепенном включении механизмов аннигиляции, закреплении дислокаций у препятствий, зарождении дислокаций источниками Франка-Рида. При работе всех трёх механизмов в нижней части кристалла наблюдается появление сетчатых структур, полос скольжения, скоплений дислокаций.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физ. наук. Сер. 169. – 1999. – №9. – С. 979–1010.
2. Bulatov V.V., Tang M., Zbib H.M. Crystal plasticity from dislocation dynamics. // J. Mater. Sci. – 2001. – Vol. 26(3). – P. 191–195.
3. Van der Giessen E., Needleman A. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model. // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. – 1995. – Vol. 3. – P. 689–735.
4. A hybrid method for computing forces on curved dislocations intersecting free surfaces in three-dimensional dislocation dynamics / M. Tang, W. Cai, G. Xu, V.V. Bulatov // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. – 2006. – Vol. 14. – P. 1139–1151.

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НА СТАДИИ ПАРАБОЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНИЯ

Колосов С.В., Исхакова П.В., Баранникова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиевые сплавы отличаются сочетанием низкой плотности и высокой прочности, и предназначены для энергетики, автомобильной и авиационно-космической промышленности [1]. Помимо технологического применения, сплавы Al представляют большой интерес в качестве объектов изучения механизмов пластической деформации. В модели деформационного упрочнения ГЦК металлов на основе феноменологических представлений параболическая зависимость на кривых “напряжение – деформация” $\sigma(\epsilon)$ при низких и умеренных температурах объясняется балансом процессов накопления дислокаций при их взаимодействии с «лесом» и аннигиляции дислокаций путем поперечного скольжения. Ранее установлено [2], что в процессе деформации моно- и поликристаллических материалов возможно возникновение автоволновых картин макроскопической локализации пластической деформации, причем появление любой из них однозначно определено режимом пластического течения и законом деформационного упрочнения, действующим на соответствующей стадии деформационного процесса.

Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей локализации деформации при переходе от стадии параболического деформационного упрочнения к стадии предразрушения алюминия (содержание Al – не менее 99.5 масс. %) с размером зерна $\sim 10,5$ мкм. Плоские образцы с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Для выявления характера эволюции автоволн локализованной пластичности в образце методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [2] исследовали пространственно-временные распределения локальных деформаций непосредственно в процессе растяжения через каждые 0,2% общей деформации.

Обнаружена неустойчивость пластического течения на стадиях параболического деформационного упрочнения и предразрушения в виде периодического изменения пространственно-временной картины распределения локальных деформаций. Выявлено изменение длины автоволны локализации пластической деформации и коэффициента вариации локальных удлинений с ростом общей деформации. Эволюция пластического течения на завершающей стадии как неустойчивый предельный цикл, обсуждается в рамках автоволновой модели пластичности. Знание закономерностей развития макроскопической локализации пластической деформации, приводящих к потере устойчивости пластического течения и стадии разрушения при пластическом формоизменении, имеет большое практическое значение, в частности для оценки запаса технологической пластичности алюминиевых сплавов, которые подвергаются большим деформациям в процессе получения готовых изделий [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

1. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Production, Processing and Applications / R. Lumley, Ed. – Woodhead Publishing Limited: Cambridge, 2011.
2. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity // *Cryst.* – 2019. – Vol. 9. – No. 458. – P. 1. – DOI:10.3390/cryst9090458.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРУ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ Fe-Cr-Ni АУСТЕНТНОЙ СТАЛИ

Колосов С.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зувев Л.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сталь 12X18H10T широко используется в промышленности как коррозионностойкий и износоустойчивый материал. Мартенситные механизмы являются эффективными механизмами повышения прочностных свойств аустенитных сталей, которые зависят от термодинамической стабильности аустенита и условий деформации [1, 2].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния температуры на микроструктуру образцов в процессе одноосного растяжения до образования шейки коррозионностойкой стали 12X18H10T (Fe–18%Cr–10%Ni).

Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с размерами рабочей части 40x5x2 мм исследуемой стали проводили на испытательной машине «Instron-1185» с постоянной скоростью деформации $\dot{\epsilon}=3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур +65 °С...–90 °С до образования шейки. В течение всего эксперимента низкие температуры в рабочей камере поддерживали постоянными с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара. Структурные и фазовые превращения исследовали на микроскопе отраженного света (ОМ) «Neophot-21» с записью изображений при помощи цифровой камеры при разных увеличениях в светлом поле и поляризованном свете, а также на атомно-силовом микроскопе (АСМ) (Solver P47H-Pro) в контактном и полуконтактном режимах (Contact Mode, Semicontact Mode) [10]. Для выявления рельефа поверхности сплавов использовали режим «Контактный Метод Рассогласования», а для выявления фазового контраста – АСМ полуконтактный метод в режиме «Отображение Фазы» [3]. EBSD анализ микроструктуры образцов проводился на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения с полевой эмиссией Arpeo 2 S. Измерения микротвердости образцов проводили при нагрузке 2 Н на микротвердомере «ПМТ-3» с шагом 100 мкм.

Проведенные в работе структурные исследования, показали, что пластическая деформация в температурном интервале от –90°С до +65°С сопровождается структурными изменениями, трансформацией полиэдрических аустенитных зерен и вариациями мартенситной α' -фазы, образованной в результате γ - α' -фазового превращения. Установлено, наличие полос сдвига, образующихся по одной и нескольким системам скольжения в зернах аустенита. Методом АСМ показано, что в растянутых до образования шейки образцах, при температуре испытания –90 °С образуется до 40% мартенситной фазы. Данный мартенсит имеет грубое строение, средний размер мартенситные реек достигает 2 мкм по ширине и 100 нм по высоте. Испытания в области положительных температур существенно снижают объемную долю мартенсита, так при температуре испытаний +65 °С количество мартенсита составляет 4 – 5 %. Обнаруженные структурные изменения подтверждаются измерениями микротвердости и EBSD анализа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

1. Structure and mechanical properties of high-strength structural steels / O.A. Bannykh, A.M. Sorokin, I.O. Bannykh, E.I. Lukin // Russian metallurgy (Metally). – 2018. – Vol. 6. – P. 528–532. – DOI:10.1134/S0036029518060046.
2. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel / A. Hedayati, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, F. Forouzan // J. Mat. Proc. Tech. – 2010. – Vol. 210. – P. 1017–1022. – DOI:10.1016/j.jmatprotec.2010.02.010.
3. Microstructure of the elements of a superconducting alloy Nb-Ti cable / L.B. Zuev, G.V. Shlyakhova, S.A. Barannikova, S.V. Kolosov // Russ. Met. J. – 2013. – P. 229–234. – DOI:10.1134/S0036029513030129.

ИЕРАРХИЧЕСКИЙ-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ДЕФОРМАЦИЙ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИХ ВЛИЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Корсунский А.М.

Цифровое Материаловедение, Сколковский Институт Науки и Технологий, Москва

Деформации и напряжения представляют собой механические меры изменения формы и размера и внутренних усилий. Согласно их определениям, эти тензорные поля кардинально зависят от масштаба рассмотрения. В зависимости от размера анализа также изменяется выбор физические законов и математических выражений, используемых при описании механизмов деформации и пространственных распределений величин. Корректное описание полей напряжений и деформаций требует иерархического подхода к их анализу и измерению, что включает в себя явления, известные как размерный эффект, масштабирование прочности, «зернистость» и связь между различными подходами к моделированию. Следуя идеям Роберта Гука, которые состоят в параллельном интересе к визуализации и механике, эта методика порождает сформулированную мной концепцию «механической микроскопии».

Важной особенностью современного подхода к анализу напряженно-деформированного состояния является статистический аспект. Недавние исследования, проведенные под моим руководством, выявили взаимосвязь между процессами упруго-пластической деформации и их статистическими характеристиками. Было обнаружено, что упругие деформации (и напряжения) в деформированном образце имеют тенденцию подчиняться Гауссовой статистике, в то время как пластические деформации демонстрируют логнормальную статистику экстремальных значений (Гумбеля). В своей лекции я изложу свои представления о том, как эти процессы влияют на прочностные свойства материалов и конструкций.

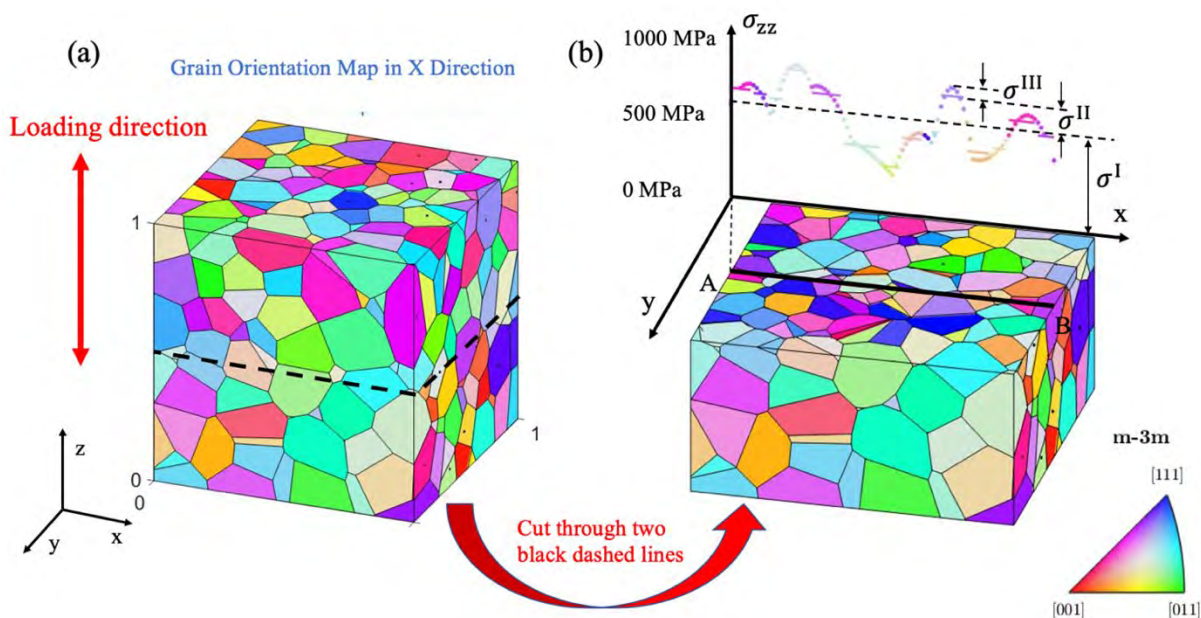


Рис. Микроструктура элемента репрезентативного объема (RVE) металлического сплава (а) с наложенным профилем компоненты остаточного напряжения (б), полученным методом конечных элементов пластичности кристаллов (CPFEM). [DOI: 10.1016/j.ijplas.2022.103260]

1. Withers P.J., Bhadeshia H.K.D.H. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques // Materials Science and Technology. – 2001. – Vol. 17:4. – P. 355-365. – DOI: 10.1179/026708301101509980.
2. Withers P.J., Bhadeshia H.K.D.H. Residual stress. Part 2 – Nature and origins // Materials Science and Technology. – 2001. – Vol. 17:4. – P. 366-375. – DOI: 10.1179/026708301101510087.
3. Korsunsky A.M. A Teaching Essay on Residual Stresses and Eigenstrains. – Butterworth-Heinemann, 2017. – 197pp, ISBN 9780128109908. – DOI: 10.1016/B978-0-12-810990-8.00001-X.

ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ МИКРОТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ

Котельникова Н.В., Князев Н.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Металлические детали и конструкции играют ключевую роль в важнейших отраслях промышленности, таких как авиация, машиностроение, строительство и другие. Изделия из металлических сплавов подвергаются интенсивным сложным нагрузкам в ходе эксплуатации, что может привести к разрушению, потере устойчивости и выходу детали из строя. Одним из наиболее эффективных подходов к прогнозированию рабочих характеристик является создание и применение математических моделей для описания процессов эксплуатации деталей при различных термомеханических воздействиях. Создание новых материалов, из которых изготавливаются детали, а также возрастание требований к их прочностным характеристикам, надежности и устойчивости, приводят к необходимости расширения классических подходов к решению соответствующих задач механики деформируемого твердого тела. Особо актуальной является разработка новых методов моделирования материалов, включающих физическое описание исследуемых процессов.

В настоящем исследовании рассматриваются сплавы. Известно, что изделия из них часто подвержены межзеренному разрушению. Важным и недостаточно освещенным в литературе этапом межзеренного разрушения является его начальная стадия – зарождение микротрещины. В связи с этим предлагается методика моделирования упругопластического деформирования металлических деталей, при помощи которой можно будет описывать ключевые стадии создания и эксплуатации деталей с учетом физических механизмов деформирования и межзеренного разрушения. Рассматриваемая методика разрабатывается с применением моделей, основанных на многоуровневом подходе с учетом физических теорий пластичности [1].

В разрабатываемой математической модели наибольшее внимание уделено особенностям дефектной структуры материала, которая играет ключевую роль в процессах деформирования и механизмах разрушения; учитывается зеренная (для описания формирования зародыша трещины в окрестностях границ зерен) и субзеренная (для описания возникновения неоднородностей внутри зерна) структура. Процесс накопления дефектов и их взаимодействие с границами ведет к росту поврежденности межзеренной границы, что при высоких напряжениях, вызванных дислокационными скоплениями в зерне, способствует распространению трещины вдоль межзеренной границы [2].

При построении модели выделено несколько структурно-масштабных уровней, на которых осуществляется описание физико-механических процессов деформирования и разрушения. На каждом уровне выделены различные по природе и масштабам носители ведущих механизмов деформирования и разрушения. Элементом моделирования является кристаллит (субзерно, фрагмент). На мезоуровне-I реализуется подмодель упругого и пластического деформирования кристаллитов в терминах континуальных механических характеристик – напряжений, деформаций и скоростей их изменения. Мезоуровень-II введен для описания эволюции плотностей дислокаций в кристаллите; переменными в элементах данного уровня являются скалярные плотности дислокаций на системах скольжения (СС) и средние скорости их движения. Формулируются эволюционные уравнения для описания изменения плотности дислокаций за счет таких механизмов, как зарождение новых дислокаций и аннигиляция разноименных дислокаций.

Для описания физических механизмов, действующих вблизи межзеренной и субзеренной границы, предлагается ввести новый структурный уровень – мезоуровень-III. В качестве ключевых физических механизмов на данном уровне рассматривается диффузия примесей к границам, а также приток дислокаций в границу. В результате действия этих механизмов в поликристаллическом агрегате по границам субзерен может сформироваться блочно-ячеистая структура, а по границам зерен происходит повышения их дефектности.

Увеличение дефектности границы до критического значения делает границу ослабленной и ухудшает «примыкание» соседних зерен друг к другу, что может привести к зарождению межзеренной трещины. На данном этапе рост дефектности границы полагается связанным с повышением плотности неравновесных зернограницных дислокаций, обусловленным притоком в границу из активных систем скольжения внутризеренных решеточных дислокаций. Для их описания необходимо учитывать направление движения внутризеренных дислокаций. Если дислокации движутся в направлении границы, то некоторая их доля (определяемая параметром модели w) переходит в зернограницные дислокации, плотность которых описывается величиной ρ^{bound} .

Указанный механизм был реализован в рамках применения модели для описания неупругого деформирования бикристалла меди; получено описание эволюции плотности дислокаций на избранной активной системе скольжения в двух соседних кристаллитах, а также эволюции плотности зернограницных дислокаций (см. рис. 1).

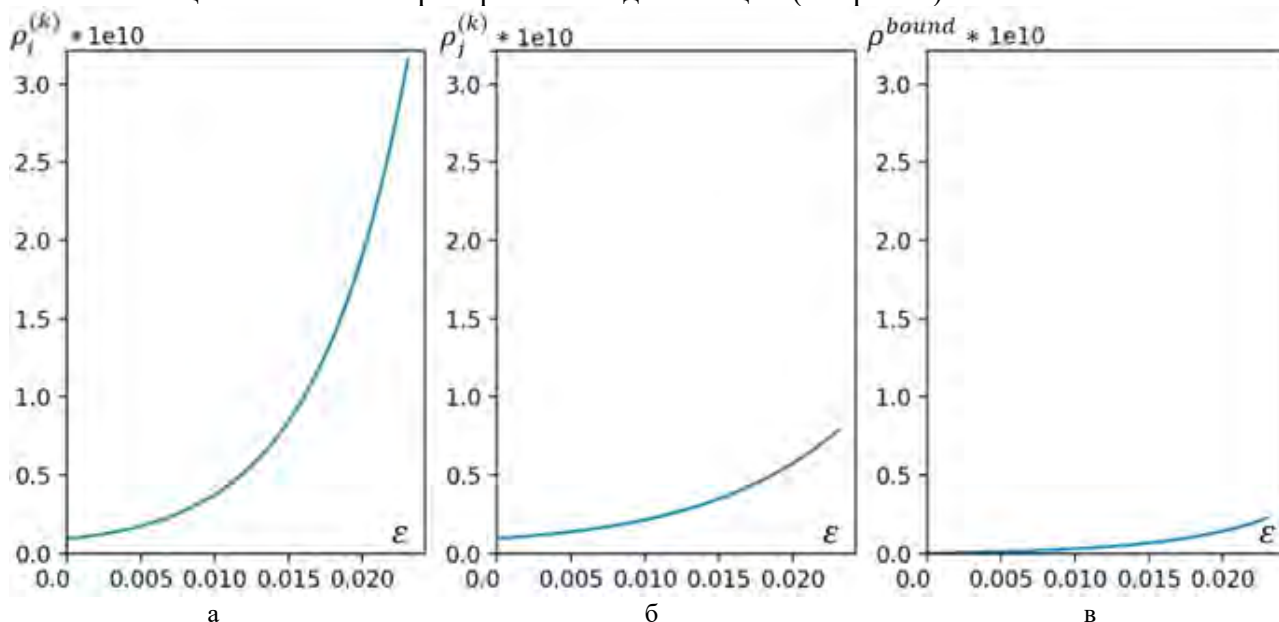


Рис. 1. Зависимость плотности дислокаций в первом (а) и втором зерне (б), плотности дислокаций в границе между двумя зернами (в) от интенсивности накопленных деформаций

Таким образом, в работе представлена структура многоуровневой модели, позволяющей описать эволюцию внутризеренной и межзеренной дефектной структуры поликристалла. Приведены предварительные результаты описания увеличения дефектности межзеренной границы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.
2. Piao Y., Le K. Thermodynamic theory of dislocation/grain boundary interaction // Contin. Mech. Thermodyn. – 2022. – Vol. 34. – P. 1-18. – DOI: 10.1007/s00161-022-01088-6.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$

Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В последние годы твердотельное охлаждение рассматривается в качестве экологичной альтернативы традиционным хладагентам, применяемым в парокомпрессионных машинах. Наиболее перспективной считается технология, основанная на эластокалорическом эффекте (ЭКЭ). Данный эффект заключается в адиабатическом изменении температуры образца в ходе обратного мартенситного превращения (МП) в условиях сверхэластичности (СЭ). Перспективными для применения в твердотельном охлаждении являются сплавы с памятью формы на основе NiFeGa с термоупругими $\text{L}_{21}(\text{B}_2)\text{-}10\text{M}/14\text{M-L}_{10}$ МП. Монокристаллы данных сплавов демонстрируют ЭКЭ величиной 6 – 13 К в широком интервале температур до 270 К и высокой циклической стабильностью. Однако для широкого практического применения значимо исследование поликристаллов. На однофазных поликристаллах получен ЭКЭ величиной 6 К. Применение поликристаллов затруднено по причине несовместности деформаций при МП для разных зёрен, что приводит к концентрации напряжений и последующему хрупкому разрушению по границам [1]. Наиболее эффективным способом повышения пластичности поликристаллов является выделение пластичной γ -фазы по границам зёрен за счёт термообработки, что позволяет снизить градиент напряжений в ходе превращения [2]. Поэтому целью работы является исследование влияния термообработки на характеристики термоупругих МП, СЭ и ЭКЭ в поликристаллах сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$.

Для исследования выбраны поликристаллы сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, полученные методом дуговой плавки. Исследования проводились в трёх структурных состояниях: после роста (I) и после отжига при $T = 1273$ К (II) и $T = 1448$ К (III) в течение 0,5 ч. с последующей закалкой в воду. Измерение температуры образца при исследовании ЭКЭ проводилось высокочувствительной термпарой Т-типа в условиях СЭ для определения величины адиабатического охлаждения ΔT_{ad} со скоростью разгрузки $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. Погрешность измерения ΔT_{ad} при проявлении ЭКЭ составляет 0,5 К.

Исследование микроструктуры трех состояний проводилось методом оптической микроскопии. Поликристаллы после роста характеризуются однофазной структурой L_{21} -аустенита. В результате отжига формируется двухфазная $(\text{B}_2 + \gamma)$ -структура: γ -фазы выделяются по границам и внутри зёрен. В состоянии III γ -фаза по границам зерен утолщается, появляются разрывы и происходит укрупнение частиц по сравнению с состоянием II. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) были определены характеристические температуры МП. В поликристаллах после роста температура начала МП $M_s = 284$ К. В состоянии II температуры понижаются до $M_s = 263$ К. III состояние приводит к значительному повышению температур $M_s = 317$ К, что выше, чем в состоянии I. Температурный интервал МП также расширяется.

Исследование СЭ в состояниях I и II проводилось при температуре 323 К. Так как при данной температуре в состоянии III при приложении нагрузки наблюдается эффект памяти формы, то для данного состояния испытания проводились при 348 К. Все три состояния характеризуются невысокими критическими напряжениями $\sigma_{\text{кр}} 150\text{--}200$ МПа. После первого цикла, где проявляется основная необратимая деформация, следующие 3 цикла достаточно стабильны и практически полностью обратимы (см. рис. 1). При этом критические напряжения относительно первого цикла снижаются (130–170 МПа). Сильнее всего $\sigma_{\text{кр}}$ снижаются в состоянии III, что может быть связано со значительной пластической деформацией толстой прослойки γ -фазы по границам зёрен.

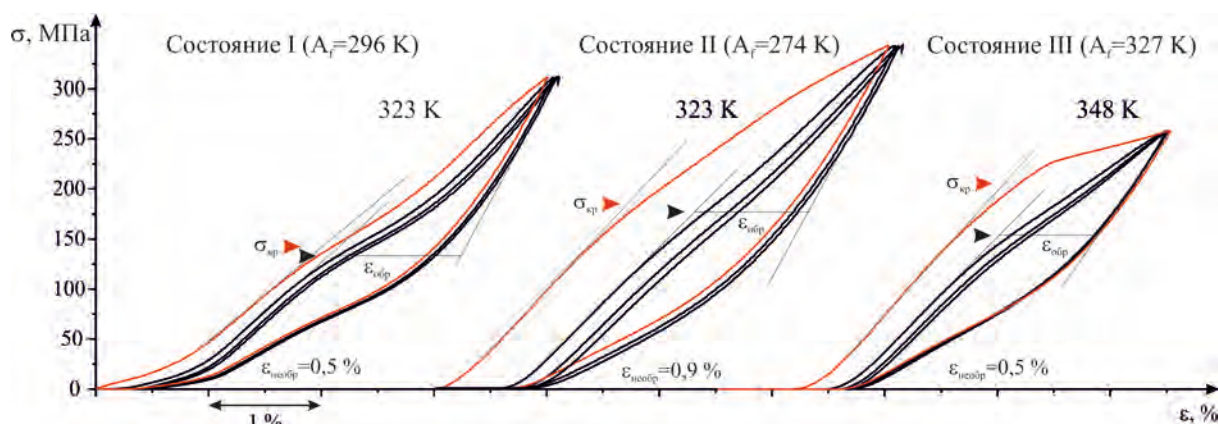


Рис. 1. Зависимости $\sigma(\epsilon)$ при исследовании СЭ в поликристаллах сплава $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в различных структурных состояниях

Состояние I характеризуется обратимой деформацией $\epsilon_{\text{обр}} = 1,2\%$ и величиной адиабатического охлаждения $\Delta T_{\text{ад}} = 4,3\text{ K}$, что сопоставимо с литературными данными [1]. Поликристаллы после термообработки демонстрируют снижение $\epsilon_{\text{обр}}$ в циклах до $0,9 - 1\%$ и меньший ЭКЭ: для состояния II $\Delta T_{\text{ад}} = 3,5\text{ K}$ и для состояния III $\Delta T_{\text{ад}} = 3,3\text{ K}$ (совпадают в пределах погрешности). Это обусловлено тем, что пластичная γ -фаза не испытывает МП. Была исследована структура образцов после испытаний. В результате циклических нагрузок на однофазных поликристаллах наблюдается растрескивание по границам зёрен. В состояниях II и III за счёт упругой и пластической деформации прослойки γ -фазы вдоль границ при нагрузке/разгрузке зерно-границного разрушения не происходит.

Таким образом, было показано, что за счёт термической обработки в поликристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ формируется двухфазная (B2+ γ)-структура. При повышении температуры обработки происходит утолщение γ -фазы, характеристические температуры МП повышаются. Несмотря на снижение величины ЭКЭ (на 1 K в сравнении с I состоянием), выделение второй фазы позволяет повысить стойкость к разрушению на границах зёрен, что является необходимым для практического применения в твердотельном охлаждении.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 23-19-00150.

1. Large and reversible elastocaloric effect in dual-phase $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ superelastic alloys / Y. Xu, B. Lu, W. Sun, A. Yan, J. Liu // *Applied Physics Letters*. – 2015. – Vol. 106. 201903. – DOI: 10.1063/1.4921531.
2. Grain boundary engineering of Co–Ni–Al, Cu–Zn–Al, and Cu–Al–Ni shape memory alloys by intergranular precipitation of a ductile solid solution phase / R. D. Dar, H. Yan, Y. Chen // *Scripta Materialia*. – 2016. – Vol. 115. – P. 113–117. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2016.01.014.

ПРЯМОЕ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОПИСАНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

Курмоярцева К.А., Грибов Д.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Для обеспечения безопасности и надежности деталей и конструкций необходимы конститутивные модели, позволяющие описывать изменения дефектной структуры в процессах деформирования металлов и сплавов. Анализ физических механизмов и сценариев развития процесса разрушения в последние десятилетия ведется со все возрастающей интенсивностью. Перспективным направлением является построение прямых дислокационно-ориентированных моделей, явным образом описывающих эволюцию мезо- и микроструктуры материала. Данные модели обладают значительной универсальностью и применимы для классов материалов. Прогнозирование момента и области зарождения трещин с использованием математического моделирования позволит повысить надежность и безопасность конструкций и увеличить их срок службы.

Предлагается прямая трехуровневая упруговязкопластическая модель. Элементом верхнего уровня является представительный макрообъем – поликристаллический агрегат, состоящий из совокупности зерен. Элементы мезоуровней полагаются одинаковыми по масштабам, но отличающимися по способам описания. На мезоуровне-I описывается деформирование отдельных кристаллитов в терминах континуально-механических параметров – скоростей сдвигов по системам скольжения (СС), напряжений и деформаций. На мезоуровне-II используются континуально-микромеханические параметры – плотности и скорости движения дислокаций; при этом рассматриваются такие механизмы, как аннигиляция, зарождение новых дислокаций. Особенностью разрабатываемой модели является учет механизма межкристаллитных потоков дислокаций между элементами. Введение потоков позволяет описать эволюцию неоднородности распределения плотностей дислокаций внутри кристаллитов.

Границы зерен (субзерен) оказывают существенное влияние на механические свойства материалов, поскольку они могут выступать в качестве барьеров для движения дислокаций, а также – в роли источников для зарождения новых дислокаций. Существуют различные сценарии взаимодействия границ зерен и дислокаций в зависимости от кристаллографической ориентации соседних зерен, структуры границы, величины касательных напряжений на СС и др [1, 2].

Экспериментальные наблюдения свидетельствуют о различных сценариях взаимодействия дислокаций с границами зерен: переход дислокаций в соседнее зерно с образованием остаточной дислокации в границе и без её образования, активация источника дислокации в границе, образование скоплений дислокаций, зарождение межзеренной трещины и др. При этом возможны реализация нескольких из этих сценариев одновременно. В связи с этим актуальной задачей является включение описания потоков дислокаций в разрабатываемую модель [1–3].

Подмодель межкристаллитных потоков дислокаций включает проверку условия взаимного расположения СС и фасетки границы, определение направления движения дислокации в сторону границы. Следующим этапом является определение наиболее благоприятно ориентированной СС соседнего кристаллита для реализации перехода. В связи с возможным противоположным направлением движения дислокаций разных знаков при одинаковом касательном напряжении необходимо учесть аннигиляцию встречных потоков дислокаций противоположных знаков. Суммируя потоки по фасеткам границ рассматриваемого кристаллита, вычисляется скорость изменения плотности дислокаций на СС за счет оттока и притока дислокаций. В случае изменения ориентации вектора Бюргерса при переходе дислокаций между кристаллитами вычисляется скорость изменения плотности образовавшихся дислокаций в границе и определяются напряжения, которые действуют с их стороны на решеточные дислокации всех СС данного и соседнего примыкающего к данной

фасетке кристаллита. При этом скорость возрастания этих напряжений будет характеризовать соответствующий вклад в скорость изменения критического напряжения сдвига на СС рассматриваемого кристаллита.

Разработанная модель использована для исследования поведения представительного объема титанового сплава с учетом дислокационного механизма зарождения трещин.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Javaid F., Pouriaeyevali H., Durst K. Dislocation–grain boundary interactions: recent advances on the underlying mechanisms studied via nanoindentation testing // J. Mater. Res. – 2021. – Vol. 36. – P. 2545–2557.
2. Dislocation interactions with grain boundaries / J. Kacher, B.P. Eftink, B. Cui, I.M. Robertson // Curr Opin Solid State Mater Sci. – 2014. – Vol. 18, № 4. – P. 227–243.
3. Microstructure-based intergranular fatigue crack nucleation model: Dislocation transmission versus grain boundary cracking / W Liu., Y. Cheng, H. Sui, J. Fu, H. Duan // J Mech Phys Solids. – 2023. – Vol. 173. – P. 105233.

ДИССИПАЦИЯ И НАКОПЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СПЛАВА Ti-42Nb-7Zr В КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ

¹Легостаева Е.В., ¹Ерошенко А.Ю., ²Вавилов В.П., ³Скрипняк В.А., ¹Уваркин П.В.,
¹Толмачев А.И., ⁴Батаев В.А., ⁴Иванов И.В., ²Чулков А.О., ³Козулин А.А., ³Скрипняк В.В.
^{1,2}Шаркеев Ю.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
⁴Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Получение металлических материалов медицинского назначения, совмещающих высокие механические свойства и низкий модуль упругости и обладающих биосовместимостью, является актуальной задачей [1]. Интерес к сплавам с низким модулем упругости находит свое отражение в ряде научных исследований, выполненных для сплавов тройных систем на основе титана, ниобия и циркония (TNZ), Ti-13Zr-13Nb, Ti-19Nb-14Zr, Ti-18Nb-5Zr [2]. Преимуществом сплавов TNZ является отсутствие токсичного воздействия на организм. В тоже время, их широкое применение в медицине ограничено недостаточно высокими прочностными свойствами, такими как пределы текучести, прочности, усталостной выносливости и др. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в бета-титановых сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет обеспечить значительное повышение усталостной прочности и циклической долговечности.

В тоже время для успешного практического использования сплавов, разработки конструкций и изделий для медицины и техники необходимо понимание процессов пластической деформации и разрушения. Особую роль здесь играет явление локализации пластической деформации, поскольку оно определяет процессы деградации и разрушения реальных изделий во время эксплуатации.

Целью настоящей работы было изучение влияния УМЗ Ti-42Nb-7Zr на процессы теплообразования, диссипации и накопления энергии при деформировании.

В качестве материала исследования использовался сплав системы TNZ – Ti-42Nb-7Zr. Экспериментальные заготовки из сплава Ti-42Nb-7Zr были изготовлены из чистых йодидных титана, циркония и чистого ниобия методом дуговой плавки в защитной атмосфере аргона с использованием неплавящегося вольфрамового электрода в печи *Buhler* [3]. УМЗ структура в образцах сплава Ti-42Nb-7Zr была получена комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал свободное abc-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом [3]. В крупнокристаллическом (КК) состоянии микроструктура сплава Ti-Nb-Zr представлена равноосными зернами матричной β -фазы со средним размером 20 мкм, внутри которых присутствуют размером 10 нм. Применение ИПД способствовало формированию в сплаве УМЗ ($\beta+\omega$)-структуры со средним размером структурных элементов, равным 0,3 мкм.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что удельная работа пластической деформации при растяжении сплава Ti-42Nb-7Zr в КК состоянии существенно выше по сравнению с УМЗ состоянием. Для в КК состоянии $\sigma_s = 0,55$ ГПа, $\varepsilon_f = 9\%$, а в УМЗ состоянии $\sigma_s = 1.1$ ГПа, $\varepsilon_f = 4,6\%$. Предельная удельная работа пластической деформации вплоть до разрушения составляет 50 МДж/м³ для сплава в КК состоянии, и 25 МДж/м³ для сплава в УМЗ состоянии, соответственно.

Количество выделившейся при деформации теплоты неравномерно на разных участках деформирования, как для образцов сплава как в КК, так и в УМЗ состояниях. На начальном этапе деформирования, до $\varepsilon_{true} \sim 0,05-0,06$, практически вся работа пластической деформации поглощается материалом, что свидетельствует о способности сплава эффективно поглощать энергию на начальном этапе деформирования независимо от его структурного состояния. Затем зависимости выделившейся и поглощенной энергии при деформации сплава в КК

состоянии ведут себя практически линейно. При этом количество теплоты, выделившееся в результате термопластического эффекта для образцов сплава в КК состоянии, составляет ~ 40 % от работы пластической деформации и равно 20 МДж/м³, а остальные ~ 60% энергии (30 МДж/м³) поглощаются материалом.

Для сплава в УМЗ состоянии количество, выделившееся теплоты при деформировании, достигает ~ 70 % от работы пластической деформации и составляет 18 МДж/м³, а удельная энергия, поглощенная сплавом, составляет ~ 30 % пластической деформации (7 МДж/м³).

Таким образом, ИПД приводит не только к повышению механических характеристик сплава Ti-42Nb-7Zr, обусловленным субструктурным упрочнением, но и оказывает большое влияние на закономерности накопления и диссипации энергии в процессе его пластической деформации. Дисперсионное упрочнение сплава наночастицами ω -фазы также играет важную роль в процессе диссипации и накопления энергии при пластическом деформировании образцов сплава Ti-42Nb-7Zr.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Niinomi M. Recent metallic materials for biomedical applications // Mater. Trans. A. – 2002. – Vol. 33. – P. 477–486. – DOI:10.1007/s11661-002-0109-2.
2. Development of a new β Ti alloy with low modulus and favorable plasticity for implant material / Liang S.X., Feng X.J., Yin L.X. Liu X.Y., Ma M.Z., Liu R.P. // Mater. Sci. Eng. C. – 2016. – Vol. 61. – P 338–343. – DOI:10.1016/j.msec.2015.12.076.
3. Influence of deformation treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-42Nb-7Zr alloy / A.Yu. Eroshenko, E.V. Legostaeva, I.A. Ghluhov, P.V. Uvarin, A.I. Tolmachev, N.A. Luginin, V.A. Bataev, I.V. Ivanov, Y.P. Sharkeev // Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science. – 2022. – Vol. 24, Issue 4. – P.206-218. DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.4-206-218.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ В СПЛАВАХ С L1₂ СВЕРХСТРУКТУРОЙ

¹Липатникова Я.Д., ¹Соловьева Ю.В., ¹Вовнова И.Г., ²Валуysкая Л.А., ¹Старенченко В.А.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Сибирский государственный медицинский университет, Томск

Настоящее исследование локализации пластического течения при сжатии основано на объединении двух подходов описания пластической деформации: первый – в терминах дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой L1₂, второй – в терминах механики упругопластической среды [1]. Такой способ описания пластического течения позволяет учесть, как свойства микроструктуры, так и свойства макрообъема. Этот способ реализован в программном комплексе «РАММП-1» [2] численным методом конечных элементов, позволяющим получить трехмерные картины деформации прямоугольных образцов при одноосном сжатии.

Рассмотрены условия, при которых в режиме одноосного сжатия могут быть получены качественно различные картины макродеформации образца, а именно: осаждение образца с практически однородно распределённой по его объему деформацией, осаждение с образованием полос интенсивного сдвигообразования (полос суперлокализации пластической деформации) и осаждение с прерывистой макролокализацией пластического течения. Под прерывистой макролокализацией здесь понимается формирование областей избыточных деформаций или полос суперлокализации в узкой зоне образца, которое в некоторый момент деформации приостанавливается в этой зоне, переходя на ближайшие области.

Величина деформации в полосах локализации определяется свойствами элемента деформируемой среды. Под элементом деформируемой среды в данном случае рассматривается малый объем образца, свойства которого являются однородными, и который характеризуется определенными значениями плотностей дислокаций, концентраций точечных дефектов и размерами фрагментов разориентаций. В результате вариации параметров, контролирующих перестроение дислокаций в границы разориентации, в модели дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой L1₂ были получены различные сценарии развития деформации элемента деформационной среды [1]. Некоторые из этих сценариев, представленных в виде зависимостей напряжение – деформация (рис. 1), были использованы для расчета макроскопической деформации образца (распределение величин интенсивности и напряжений пластической деформации).

Для сценария, у которого во все время деформации сохраняется положительный знак коэффициента деформационного упрочнения (рис. 1а), деформация протекает однородно, без образования полос интенсивного сдвигообразования и областей избыточных напряжений и деформаций.

Если упрочнение элементарного объема представлено зависимостью, у которой область с положительным коэффициентом упрочнения сменяется областью с отрицательным коэффициентом (рис. 1б), и при этом интенсивность падения напряжений на участке с отрицательным коэффициентом (то есть интенсивность разупрочнения элементарных объемов) позволяет преодолеть геометрическое упрочнение, возникающее в результате увеличения площади сечения образца в режиме сжатия, то формируются полосы суперлокализации пластической деформации, то есть имеет место устойчивая макролокализация.

Для последнего сценария, характеризуемого сменой режимов упрочнение → разупрочнение → упрочнение (рис. 1в), деформация протекает следующим образом: сначала течение однородно, затем, на участке падения напряжений, когда геометрическое упрочнение не может компенсировать физическое разупрочнение, начинают формироваться области избыточных деформаций, в которых на последнем участке упрочнения зависимости

σ – ε локализация приостанавливается, переходя на соседние области, при этом макрокартина распределения деформаций приобретает однородный вид.

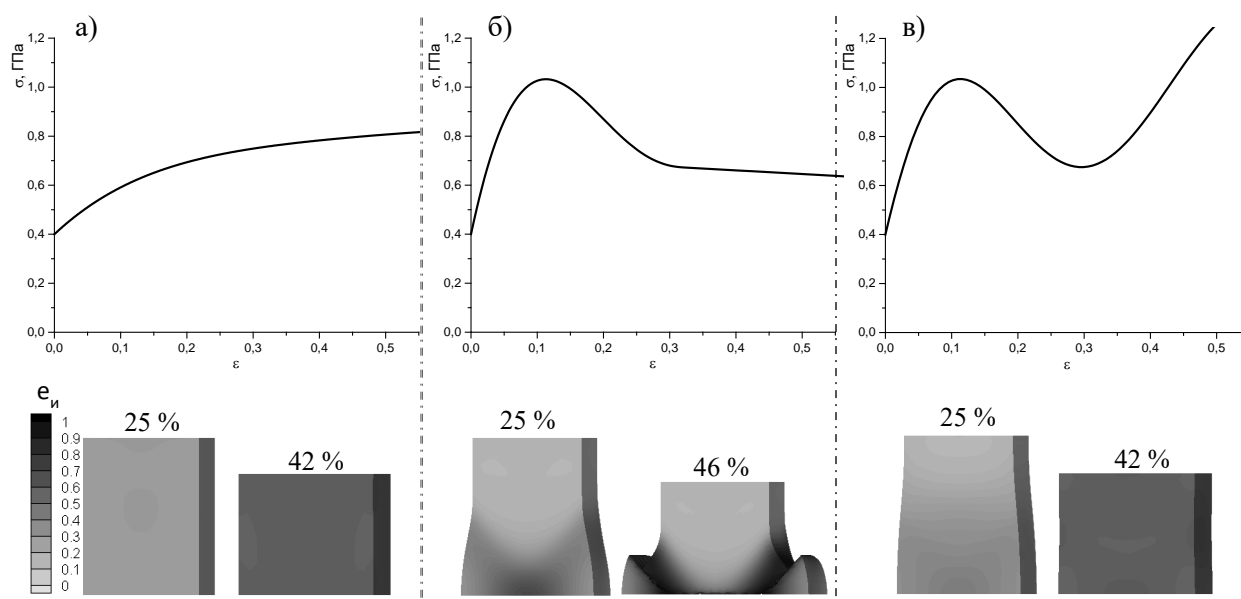


Рис. 1. Различные кривые упрочнения элементарного объема деформируемой среды: зависимость σ – ε с положительным возрастающим коэффициентом упрочнения (а), зависимость σ – ε с положительным, а затем отрицательным коэффициентом упрочнения (б), зависимость σ – ε , характеризующая упрочнение по типу «токовой неустойчивости» (в); и соответствующие им картины деформации с распределением величины интенсивности пластической деформации (e_i) в различные моменты времени

Таким образом, эволюция дефектной структуры, определяющая характер упрочнения элементарного объема деформируемой среды, существенно влияет на макрокартины деформации образца.

Также были проведены расчеты при наличии концентраторов напряжений в деформируемом объеме в виде разрезов на боковых гранях. Концентраторы напряжений могут усиливать процесс макролокализации и определять расположение макрополос. Для некоторых сценариев элемента деформируемой среды σ – ε картина деформации качественно не меняется, а для других сценариев концентраторы существенно изменяют макрокартину деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Математическое моделирование от междислокационных взаимодействий до макроскопической деформации / Н.Н. Белов, Ю.В. Соловьева, Я.Д. Липатникова и др. – Томск, Изд.-во ТГАСУ, 2015. – 540 с.
2. РАММП-1 "Расчет микро- и макропараметров пластической деформации сплавов со сверхструктурой L_{12} в условиях динамического нагружения" Белов Н.Н., Валуйская Л.А., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старченко В.А., Югов Н.Т. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ 2021662546, 30.07.2021.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$

Логинов П.А., Зайцев А.А., Левашов Е.А.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) – это новый класс материалов, представляющих собой сплавы из 5 и более компонентов, содержащихся в концентрациях от 5 до 35 ат.% [1]. ВЭС привлекли внимание исследователей во всем мире благодаря универсальности и перспективности применения во многих областях техники, например, в качестве катализаторов, материалов для хранения и транспортировки водорода и т.д. Однако наиболее важной особенностью ВЭС является возможность достижения сочетания высоких прочности и пластичности, что ставит их в один ряд с лучшими марками сложнолегированных и мартенситных сталей и даже позволяет существенно превзойти их по механическим свойствам как при комнатной, так и при повышенных температурах [2]. Высокий уровень механических свойств ВЭС прежде всего обусловлен сильными искажениями кристаллической решетки вследствие разницы атомных диаметров между элементами. Помимо этого, в ряде работ установлены и другие механизмы, ответственные за повышение прочности и пластичности: упрочнение, вызванное двойникованием или фазовым переходом, измельчение структуры, упрочнение интерметаллидными фазами, в том числе L_{12} типа, модифицирование границ зерен и т.д.

Активное изучение ВЭС началось со сплава Кантора – эквиатомного CoCrFeMnNi [3]. Дальнейшие исследования ВЭС привели к созданию на основе сплава Кантора новых сплавов, например, AlCoCrFeNi , AlCoCrFeNiTi , CoCrFeNiV , CoCrFeNiHf и многих других, которые сформировали отдельные направления внутри данного класса материалов: ультрамелкозернистые ВЭС, эвтектические ВЭС, двухфазные ВЭС, аморфные ВЭС [4].

Сплавы с добавкой меди, например, CoCrCuFeNi , занимают не самое заметное место среди ВЭС, хотя медь представляется идеальным кандидатом для использования в качестве одного из легирующих компонентов. Медь обладает схожими физическими и химическими характеристиками с Co, Cr, Fe, Ni, а также имеет такой же тип кристаллической решетки (ГЦК, $cF4/1$), как и у эквиатомного сплава CoCrFeNi . Известно, что сплавы CoCrCuFeNi демонстрируют хорошие антибактериальные свойства, устойчивость к нейтронному облучению, коррозионную стойкость, что делает их привлекательными для разных областей применения. Однако в отличие от сплава Кантора или сплавов системы Al-Co-Cr-Fe-Ni, на данный момент не удалось достичь выдающихся механических характеристик.

Особенности структуры ВЭС в системе CoCrCuFeNi и, в частности, неизбежное формирование вторичной фазы на основе меди вызывают вопросы относительно того, является ли она желательной, и что является самым уязвимым местом таких сплавов: матрица на основе твердого раствора CoCrFeNi , вторичная фаза на основе Cu или их границ раздела. Для ответа на этот вопрос и, следовательно, определения оптимального состава и типа микроструктуры ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ были проведены классические испытания на растяжение, а также, для уточнения механизмов деформации и особенностей разрушения – *in situ* испытания на растяжение в просвечивающем электронном микроскопе.

Объектами исследования при *in situ* испытаниях на растяжение в просвечивающем электронном микроскопе являлись ламели из ВЭС системы $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ ($x = 0,25; 0,50; 1$), полученные методом фокусированного ионного пучка на установке FEI Quanta 200 3D (FEI Company, США). В качестве сплава сравнения дополнительно была сделана ламель из среднеэнтропийного эквиатомного четырёхкомпонентного сплава CoCrFeNi . С целью изучения прочности межфазной границы из сплава CoCrCuFeNi была вырезана ламель с архитектурой «FCC-FCC2-FCC», где FCC – матрица сплава $\text{CoCrCu}_{0,4 < x < 0,5}\text{FeNi}$, FCC2 – твердый раствор на основе меди. Ламели имели форму прямоугольной призмы с размерами,

близкими к $2000 \times 500 \times 100$ нм, и были вырезаны из массивных образцов, полученных по технологии горячего прессования. Для проведения микромеханических испытаний на растяжение ламели были напаяны на устройство Push-to-Pull, как показано на рисунке 1.

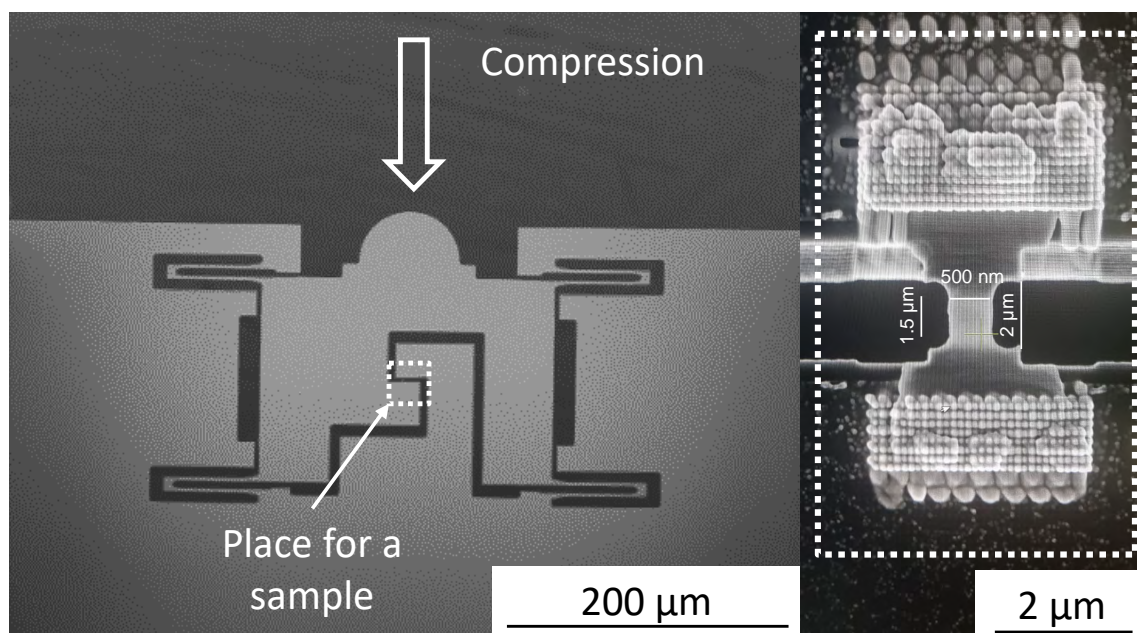


Рис. 1. Схема устройства «Push-to-Pull», использованного для проведения микромеханических испытаний ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$

Увеличение параметра x с 0 до 1 в ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ приводит к снижению максимальной деформации до разрушения с 6,46 до 2,27 %. Сильное снижение пластичности связано с измельчением зёрновой структуры сплава, а также с изменением энергетических характеристик подвижности дислокаций в ГЦК твердых растворах $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ по сравнению с твердым раствором FeCoNiCr . Зависимость максимальной деформации до разрушения от параметра x носит существенно нелинейный характер: при $x = 0,25$ максимальная деформация снижается в 2,3 раза, а при $x = 1$ – в 2,8 раз. Показано, что двойникование является основным механизмом пластической деформации для изученных ВЭС.

Разрушение композитной ламели с архитектурой «FCC-FCC2-FCC» происходит транскристаллитно по фазе FCC2, а не по межфазной границе FCC/FCC2. Таким образом, снижение прочностных свойств ВЭС $\text{CoCrCu}_x\text{FeNi}$ при $x > 0,5$ объясняется появлением в их структуре менее прочного по сравнению с матрицей сплава твердого раствора на основе меди (FCC2).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, проект 22-79-10144.

1. Strengthening mechanisms in high entropy alloys: A review / N. Ali, L. Zhang, D. Liu, H. Zhou, K. Sanaullah, C. Zhang, J. Chu, Y. Nian, J. Cheng // Mater. Today-Proc. – 2021. – Vol.43. – P. 502-509. – DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.023.
2. Refinement strengthening, second phase strengthening and spinodal microstructure-induced strength-ductility trade-off in a high-entropy alloy / W. Zhang, Z. Ma, H. Zhao, L. Ren // Mat. Sci. Eng.: A-Struct. – 2022. – Vol. 847. – № 143343. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143343.
3. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent. // Mat. Sci. Eng.: A-Struct. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213-218. – DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257
4. Yan X., Zhang Y. Functional properties and promising applications of high entropy alloys // Scripta Mater. – 2020. – Vol. 187. – P. 188-193. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2020.06.017.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями интеллектуальных материалов, проявляющих эффекты памяти формы и сверхэластичности. В основе этих эффектов лежат термоупругие мартенситные превращения (МП). Известно, что измельчение зёрно-субзёрной структуры металлов и сплавов методами интенсивной (мегапластической) деформации (ИПД) может существенно улучшать их физико-механические свойства. В результате ряда исследований изменения микроструктуры этих сплавов после ИПД методами равноканально-углового прессования (РКУП) иковки с переменной осью деформирования (abc прессования) при различных температурах деформирования установлены закономерности и особенности формирования в них зёрно-субзёрной структуры. Установлено, что эффективное измельчение зёрен-субзёрен при abc прессовании начинается при $T \geq 723$ К, а при $T \geq 673$ К идут интенсивные процессы возврата. Исследования методами оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, в том числе с использованием высокотемпературной камеры, аннигиляционной спектроскопии времени жизни позитронов с учётом литературных данных позволили развить представления о процессах, которые происходят в этих сплавах при ИПД. С увеличением abc деформации на разных масштабных уровнях наблюдается уменьшение зёрен-субзёрен сплава: уменьшается максимальный размер крупных зёрен, увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. Установлено, что при abc прессовании при $T \leq 673$ К уже после заданной образцам истинной деформации $\epsilon \cong 1.0$ наблюдается резкое (на порядок) уменьшение среднего размера зёрен-субзёрен. При этом также на порядок увеличивается плотность дислокаций и на несколько порядков возрастает концентрация вакансий (при определённых условиях формируются комплексы из дивакансий). При дальнейшем увеличении abc деформации до $\epsilon = 9 \div 10$ процесс измельчения зёрен-субзёрен продолжается, но более медленно, плотность дислокаций почти не меняется. Средняя величина зёрен-субзёрен после abc прессования даже при 573 К составляет около 250 нм, а их минимальная величина достигает 20 нм. То же самое показывает и анализ результатов по измельчению зёрен-субзёрен в двойных сплавах на основе никелида титана, которые получены нами и другими исследователями методом РКУП под углами 90° и 110° . Нами обнаружено, что РКУ и abc прессование при $T \geq 723$ К не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено также, что задание abc деформации образцам сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (ат.%) $\epsilon = 1.0 \div 2.0$ приводит к резкому понижению температуры начала МП при их охлаждении (M_s) и при дальнейшем увеличении ϵ M_s изменяется слабо. Проанализированы закономерности и особенности изменения пределов текучести и прочности образцов сплавов на основе никелида титана в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен, их взаимосвязь с температурой начала МП M_s и напряжением мартенситного сдвига, отмечены трудности в определении величины реального (условного) предела текучести в этом классе материалов и показаны пути их преодоления.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

МЕТОДОМ ТРЕХТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО β ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ35, ПОЛУЧЕННОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОКАТКОЙ С ПОСЛЕДУЮЩИМ СТАРЕНИЕМ

Манишева А.И., Найденкин Е.В., Мишин И.П., Забудченко О.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы благодаря высокой удельной прочности, усталостной и коррозионной стойкости являются весьма перспективными материалами в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Максимальные прочностные характеристики таких сплавов достигаются в результате термической обработки. Для измельчения зеренной структуры с целью повышения механических свойств применяются методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющие получить ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру ($d < 1$ мкм) в металлах и сплавах за счет накопления высоких степеней деформации ($\epsilon > 8$). Как было показано ранее, измельчение структуры β титановых сплавов с помощью радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением приводит к повышению как прочностных, так и усталостных характеристик при значительно более низких значениях накопленной деформации [1].

Настоящая работа посвящена изучению влияния старения на структуру и механические свойства проволоки из β титанового сплава ВТ35, полученной комбинированной прокаткой.

Комбинированная прокатка включала в себя радиально-сдвиговую прокатку, которую проводили на министане «14-40» в интервале температур 800 – 850 °С. После радиально-сдвиговой прокатки прутки закачивали в воду, затем проводили прокатку на ручьевых валках при комнатной температуре. В результате комбинированной прокатки была получена проволока сечением 3,1×3,1 мм² с коэффициентом обжатия $k \sim 130$ ($\epsilon \sim 4,8$). Для исследования влияния температуры старения на механические свойства и структуру для проволоки, отжиги проводили в интервале температур 420 – 550 °С в течение 5 часов в печи на воздухе, контролируя температуру с точностью ± 1 градус.

Механические свойства изучались путем испытаний на растяжение, а также методом трехточечного изгиба, что также важно для проволоки из сплавов на основе титана.

Показано, что в результате такой обработки в зернах деформированной β -фазы присутствуют тонкоиглочатые выделения α/α'' фазы. Формирование такой структуры приводит к значительному повышению прочностных характеристик проволоки при проведении испытаний на изгиб и растяжение с одновременным снижением пластичности. Наиболее высокие механические свойства при растяжении достигаются после старения при 450 °С в течение 5 часов и составляют $\sigma_B = 1740$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1680$ и $\delta = 1,3$ %. Оптимальные механические характеристики проволоки при трехточечном изгибе достигаются после старения при температуре 500 °С в течение 5 часов. При такой температуре старения напряжение изгиба составляет 1870 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Effect of combined rolling with subsequent aging on the structure, mechanical and fatigue properties of β titanium alloy / E. Naydenkin, I. Mishin, V. Oborin, A. Manisheva // Mater. Let. – 2021. – Vol. 300. – P. 130132. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130132.

ПРИМЕНЕНИЕ ЛЕГКОГАЗОВЫХ УСТАНОВОК В ЗАДАЧАХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Мельников А.Ю.

Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск

Композитные материалы с пространственно-неоднородным распределением физико-механических свойств уже многие годы используются в различных областях техники. Развитие и совершенствование технологий создания материалов с заданными свойствами, обеспечивающими их оптимальное использование в различных конструкциях, еще более расширило применение таких материалов. Поскольку гетерогенные материалы находят все более широкое применение в практических приложениях, то есть необходимость в прогнозировании поведения технических объектов из них при динамическом воздействии. [1].

Обычно в задачах высокоскоростного взаимодействия массы ударников не превышают нескольких грамм [2]. Однако для большинства задач механики деформируемого твердого тела требуется использование объектов массами свыше нескольких десятков грамм [3]. В связи с такими обстоятельствами становится актуальной задача – создание установки для метания тяжелых тел, с большими скоростями, используя лишь энергию сжатого газа. Следует подчеркнуть исключительную сложность волновой картины в деформирующихся телах, особенно, если последние имеют ограниченные размеры. Эта сложность обусловлена тем, что при распространении волн напряжений в объектах ограниченных размеров они испытывают многократные отражения от граничных поверхностей тела и, взаимодействуя, образуют весьма сложную волновую картину внутри объекта.

Для изучения дефектов и оценки диссипации энергии при динамическом взаимодействии тяжелого ледяного ударника в виде шара и композитного материала на основе углепластика создана экспериментальная лабораторная легкогазовая установка. Установка позволяет метать ледяные ударники массой до 80 г с большой дозвуковой скоростью. Применение легкого газа, в данном случае гелия, позволяет значительно повысить скорости соударения до нескольких чисел Маха совместно с увеличением массы ударников.

В процессе экспериментального исследования взаимодействия ледяного ударника и преграды из композитного материала определялись: начальная скорость ледяного ударника и энергия разрушения посредством баллистического маятника. Было установлено, что для разрушения ледяного ударника без дефектов композитного материала требуется около 0,7 Дж. При возникновении дефектов у преграды из композитного материала энергия возрастает до 30 Дж. Таким образом, в экспериментальном исследовании определены энергии разрушения ледяного ударника и композитной преграды при скоростном взаимодействии.

1. Зелепугин А.С., Зелепугин С.А., Скрипняк В.А. Об особенностях деформирования многослойной преграды при воздействии удлиненным ударником по нормали и под углом // Вестн. Томск. гос. ун-та. Матем. и мех. – 2010. – № 3. – С. 100-106.

2. Голубятников А.Н., Леонтьев Н.Е., Пилюгин Н.Н. Методы повышения эффективности легкогазовых баллистических установок // Успехи механики. – Т. 2, №2. – С. 97-125.

3. Методы исследования свойств материалов при интенсивных динамических нагрузках: Монография / Под общ. Ред. М.В.Жерноклетова, Саров, 2003. – 403 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT22 И VT35 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Мишин И.П., Найденкин Е.В., Манишева А.И., Забудченко О.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для оптимизации ответственных деталей и узлов авиакосмической и автомобильной техники с целью повышения их эксплуатационных свойств по критериям статической и усталостной прочности, технологичности, а также снижения габаритно-массовых характеристик весьма перспективными представляются титановые сплавы псевдо β и переходного класса, которые широко используются в указанных отраслях промышленности [1-2].

Исследования и разработка титановых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами, позволяющими решать указанные проблемы, представляется актуальной областью поисковых научных исследований. Решение этой задачи путем формирования ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах, в частности псевдо β класса и переходного класса, позволит выработать общие подходы к комплексному повышению технических характеристик широко используемых конструкционных материалов.

Повышенный интерес к материалам с повышенными эксплуатационными свойствами стал причиной появления множества методов исследования. Разрушение материала обычно связано с воздействием механических, химических или термических факторов, а вероятность разрушения увеличивается при выборе неверного материала или неверной технологии обработки. Чтобы исключить эти факторы, требуется проводить тщательные исследования.

Использование изгиба как метода исследования позволяет оценить как внутреннее строение структуры металла, так и механические свойства.

В данной работе исследовали механические свойства, полученных комбинированной прокаткой с последующим старением титановых сплавов псевдо β и переходного класса с ультрамелкозернистой структурой с повышенными прочностными свойствами, образцов методом испытания на трехточечный изгиб, а также сравнивали результаты, полученные методом испытания на изгиб и на растяжение.

В качестве материалов исследования были выбраны промышленные титановые сплавы VT22 и VT35.

Образцы для испытаний на трехточечный изгиб были получены радиально-сдвиговой прокаткой (VT22) [3] и комбинированной прокаткой (VT35) [4] в сочетании с последующим старением в интервале температур 420 – 570 °С в течение 5 часов. Комбинированной прокаткой получали прутки сечением 4,5х4,5 мм². Из исходных состояний, а также из сплава VT22 после радиально-сдвиговой прокатки образцы прямоугольного сечения размером 4,5х4,5 мм² вырезали электроискровым методом вдоль прутка.

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии сплав VT22 имеет предел прочности при растяжении 1180 МПа и напряжение изгиба 1890 МПа. Радиально-сдвиговая прокатка и в сочетании с последующим старением в интервале температур 450–570 °С в течение 5 часов существенно повышает прочностные свойства сплава. Максимальные значения предел прочности при растяжении и напряжения изгиба достигают после старения при температуре 480 °С и равны 1690 МПа и 2270 МПа соответственно. Увеличение температуры старения до 570 °С приводит к снижению прочностных свойств, но тем не менее их значения остаются выше чем в исходном состоянии.

Предел прочности при растяжении и напряжения изгиба титанового сплава VT35 в исходном состоянии 800 МПа 1060 МПа соответственно. Комбинированная прокатка повышает предел прочности при растяжении до 1300 МПа и напряжения изгиба до 1630 МПа. Старение в интервале температур 420 – 570 °С в течение 5 часов также повышает прочностные свойства сплава VT35. Однако, максимальные значения предела прочности при растяжении (1800 МПа) и напряжения изгиба (1760 МПа) достигаются при разных

температурах старения 450 °С и 500 °С соответственно.

Анализ фрактограмм сплава ВТ22 после испытаний на трехточечный изгиб показали, что старение в интервале температур 420– 480 °С приводит к хрупкому разрушению. Зарождение трещины начинается с поверхности и по пути её распространения наблюдаются террасы, отдельные крупные фасетки хрупкого разрушения и поперечные трещины. После старения при температурах выше 500 °С фасеток хрупкого излома нет, поверхность разрушения в основном имеет вид чашечного излома с большим количеством пор, что говорит о переходе к вязкому характеру разрушения.

Исследование поверхности разрушения образцов после испытаний на трехточечный изгиб после различных температур старения сплава ВТ35 показали, что механизм разрушения неоднородный, присутствует как хрупкий, так и вязкий характер разрушения. По виду и характеру разрушения можно выделить три области. В первой области происходит зарождение трещины и реализуется хрупкое разрушение. Во второй области происходит развитие и распространение трещины. В третьей происходит вязкое разрушение, дорыв. Исследования показали, что температура старения оказывает влияние на область зарождения трещины, при котором вся энергия упругой деформации релаксирует в образование свободной поверхности и на область распространения трещины. Область зарождения и хрупкого разрушения увеличивается с ростом напряжения изгиба. При увеличении температуры старения происходит уменьшение напряжения изгиба и доли площади, занимаемой первой областью. Область дальнейшего распространения трещины носит сложный рельеф. После старения до температуры 500 °С в данной области по пути распространения трещины наблюдаются террасы и отдельные крупные фасетки хрупкого разрушения, а также поры и поперечные трещины. После старения при температуре 500 °С фасеток хрупкого излома нет, поверхность разрушения в основном имеет вид чашечного излома с большим количеством крупных пор, что говорит о преобладании вязкого характера разрушения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00033).

1. Moiseyev V. Titanium Alloys. Russian Aircraft and Aerospace Applications. – New York: CRC Press., 2005. – 196 pp.
2. Mouritz A. Introduction to Aerospace Materials. – Woodhead: Publishing in Materials, 2012. – 621 pp.
3. Effect of combined rolling with subsequent aging on the structure, mechanical and fatigue properties of β titanium alloy / E. Naydenkin, I. Mishin, V. Oborin, A. Manisheva // Mater. Let. – 2021. – Vol.300. – P.130132 DOI:10.1016/j.matlet.2021.130132.
4. Evolution of structure, mechanical properties and fracture of β titanium alloy in the process of wire obtaining / I. Mishin, E. Naydenkin, O. Zabudchenko, A. Manisheva, D. Bobrov, E. Aleksandrovskiy // Mater. Let. – 2021. – Vol.303. – P. 130476 – DOI:10.1016/j.matlet.2021.130476.

ПРИРОДА ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ Q&P СТАЛИ

^{1,2}Мишнев Р.В., ^{1,2}Борисова Ю.И., ¹Гайдар С.М., ¹Кайбышев Р.О.

¹Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

²Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Прочность и пластичность являются ключевыми характеристиками перспективных высокопрочных сталей. Материалы могут быть прочными или пластичными, но сочетание высокой прочности с хорошей пластичностью и ударной вязкостью встречается редко. Общепринятым критерием, характеризующим сочетание прочности и пластичности, является произведение прочности на удлинение $\sigma_B \times \delta$ (МПа $\times\%$). Для удовлетворения растущих потребностей транспортной и сельскохозяйственной отрасли ведется разработка сталей третьего поколения с показателем $\sigma_B \times \delta$ от $2 \cdot 10^4$ до $4 \cdot 10^4$ МПа $\times\%$. Важным требованием для сталей третьего поколения также является значение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) ≥ 1000 МПа.

В работе обсуждены закономерности формирования структуры высокопрочных сталей, относящихся к сталям третьего поколения, которые демонстрируют сочетание высокой прочности и хорошей пластичности при низком содержании легирующих элементов. Целью настоящего исследования являлось выявление причин высоких показателей прочности и удлинения в новой стали с содержанием углерода 0,44% после обработки Q&P. Особое внимание уделялось природе высокого предела текучести в сталях с высоким содержанием остаточного аустенита, обогащенного углеродом, не ясна и малоизучена.

Было установлено, что сталь Fe-0,44C после обработки Q&P, имеет высокий показатель $\sigma_B \times \delta > 30$ ГПа $\times\%$ и предел текучести $\sigma_{0,2} > 1000$ МПа. Превосходное сочетание прочности и пластичности объясняется высокой объемной долей остаточного аустенита $\sim 25\%$. Природа высокого предела текучести остаточного аустенита связана с высоким содержанием углерода ($\sim 1,3\%$) и высокой плотностью решеточных дислокаций ($\sim 6 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$). Превращение остаточного аустенита в мартенсит при растяжении при комнатной температуре приводит к протеканию TRIP-эффекта, что позволяет достичь высоких показателей удлинения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение № 075-15-2021-572 от 31 мая 2021.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ НЕРАЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ ДЛЯ СТОМАТОЛОГИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА

Мишнев Р.В., Долженко П.Д., Беляков А.Н., Половнева Л. В., Кайбышев Р.О.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород

Медицинские инструменты испытывают значительные изгибающие нагрузки и должны иметь высокие показатели предела текучести и предела прочности. Данные свойства можно получить в сталях со структурой троостит отпуска, имеющих высокий показатель твердости. Однако, низколегированные углеродистые стали имеют существенный недостаток в виде низкой коррозионной стойкости. Решить этот недостаток возможно за счет использования нержавеющей сталей. Как правило, нержавеющие стали представлены сталями с аустенитной структурой, обеспечивающей высокие показатели коррозионной стойкости. В то время как мартенситные нержавеющие стали используются в отраслях, где необходимы высокие показатели прочности. Наиболее типичной высокопрочной нержавеющей сталью является сталь типа AISI 420, которая была разработана для тех областей промышленности, где нужны высокие показатели твердости/прочности и способность работы в несильно агрессивных средах. Другой важной особенностью материалов для изготовления стержневых инструментов на станках автоматах является показатель обрабатываемости для обеспечения технологичности процесса.

В рамках исследования на основе стали AISI 420 были разработаны три стали с различным содержанием углерода от 0,2 до 0,4 % масс., которые обладают высокими прочностными показателями и лучшей обрабатываемостью благодаря дополнительному легированию серой. Повышение содержания серы слабо влияет на коррозионную стойкость. Кроме того, стали дополнительно легированы ниобием и молибденом для устранения возможного негативного влияния серы в виде низкой ударной вязкости.

Основной целью работы был анализ влияния термической обработки на механические свойства и показатели обрабатываемости. Известно, что при формировании заготовки в станке автомате прутки должны иметь твердость, не превышающую 250 HV, что достигается благодаря термической обработке: закалка от 960°C (выдержка 20 минут) с охлаждением на воздухе и отпуск при 820°C (выдержка 6 часов) с охлаждением на воздухе. Как показали результаты исследований, заявленные стали обладают высокими показателями обрабатываемости. При резанье в широком скоростном интервале стружка хорошо отводится, и на поверхности не оставляет задиров. Сплавы с высоким содержанием серы отличаются хрупкой стружкой, которая хорошо отводится от места резанья. Налипание на инструмент не наблюдалось.

Финальная обработка, для получения высоких прочностных показателей и высокой твердости заготовок заключалась в закалке от 1050°C (выдержка 10 минут, среда азот) с охлаждением на воздухе и отпуск при 450°C (выдержка 3 часа) с охлаждением на воздухе для всех сталей. Данная термическая обработка позволила достичь твердости более 520 HV и предела текучести более 1500 МПа. В работе обсуждается влияние химического состава сталей на механические свойства.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках соглашения от "24" июня 2021 г. № 075-11-2021-046 (ИГК 000000S407521QLP0002) с АО «ОЭЗ «ВладМиВа» по комплексному проекту "Организация высокотехнологичного производства экспортноориентированных медицинских изделий на основе инновационных конструкционных материалов с целью импортозамещения на базе разработанных технологий", при участии НИУ «БелГУ» в части выполнения научно-исследовательских, опытно-конструкторских и технологических работ с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ВЛИЯНИЕ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ 10% Cr СТАЛИ

^{1,2}Мишнев Р.В., ¹Матсинова А.Д., ¹Дудова Н.Р.

¹Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

²Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

Основные исследования сталей нового поколения сфокусированы на улучшении сопротивления ползучести. Однако недавние исследования показали, что микроструктурные изменения, которые происходят в сталях под воздействием циклических нагрузок, могут существенно ухудшать сопротивление ползучести. Известно, что стали мартенситного класса обычно демонстрируют разупрочнение под воздействием циклических нагрузок, и это отрицательно сказывается на их сопротивлении ползучести. Циклические нагрузки возникают при работе теплоэлектростанций в случае перепадов в режиме работы, появления градиента температур при нагревании, а также запусках. Кроме того, условия эксплуатации могут включать комбинации режимов «усталость», «усталость-ползучесть» и «ползучесть». Таким образом, возникает необходимость изучения взаимодействия между подобными комбинациями нагрузок.

В данной работе проводилось исследование эволюции микроструктурных изменений в процессе циклической деформации и их влияния на характеристики сопротивления ползучести 10% Cr стали при комбинированных испытаниях «усталость-ползучесть» при температуре 650°C. Данная сталь относится к перспективным высокохромистым сталям нового поколения с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота и демонстрирует высокий предел длительной прочности. Испытания на малоцикловую усталость проводились по схеме «растяжение – сжатие» при амплитуде деформации $\pm 0,2\%$ до различной степени циклической долговечности (0,1%-1%, 25% и 50%). После этого неразрушенные образцы дополнительно подвергались испытанию на ползучесть при температуре 650°C и приложенном напряжении 140 МПа.

Установлено, что малоцикловая усталость оказывает значительное влияние на структуру мартенситной стали. Уже на начальной стадии деформации (5 циклов, 0,1% циклической долговечности) происходит снижение плотности дислокаций на 15% и увеличение средней ширины реек на 8%. Для микроструктуры стали после 1250 циклов деформации (25% циклической долговечности) характерно появление новых субзерен с пониженной плотностью дислокаций, активное рассыпание малоугловых реечных границ, свободных от карбидов $M_{23}C_6$, а также снижение плотности дислокаций на 20% и увеличение ширины реек на 30%. После 2500 циклов деформации (50% циклической долговечности) обнаружено активное рассыпание границ, декорированных карбидами округлой формы, при сохранении стабильности границ реек, декорированных плотными цепочками карбидов прямоугольной вытянутой формы, снижение плотности дислокаций на 30% и увеличение ширины реек на 45%.

Проведение испытаний на ползучесть после предварительной циклической деформации позволило установить влияние циклического воздействия на основные параметры сопротивления ползучести стали, включая время до разрушения. Было установлено, что после циклического воздействия в виде 5, 1250 и 2500 циклов, время до разрушения снизилось с 1425 часов до 1283, 879 и 586 часов соответственно.

В работе обсуждается влияние структурных изменений при малоцикловой усталости на время до разрушения при испытании на ползучесть.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00145, <https://rscf.ru/project/22-29-00145/>.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Модина Ю.М., Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа

Одним из перспективных подходов к повышению прочности и усталостной выносливости сплавов является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Трещиностойкость или же сопротивление распространению трещины является структурно-чувствительной характеристикой и во многих случаях высокая прочность и вязкость разрушения являются взаимоисключающими характеристиками металлов и сплавов [2-3]. В двухфазных титановых сплавах, преимущественно с ГПУ-решеткой, количество систем скольжения, обеспечивающих деформацию, значительно меньше, и поэтому влияние кристаллографической текстуры может иметь большое значение для распространения трещины вдоль или поперек ориентированной текстуры. Поэтому целью работы является изучение влияния металлографической и кристаллографической текстуры, сформированной в УМЗ заготовке, и ее наследственности при последующем деформировании осадкой на механические свойства и ударную вязкость УМЗ титанового сплава ВТ6.

В данной работе исследованы прочностные свойства и ударная вязкость УМЗ титанового сплава ВТ6, полученного методом равноканального углового прессования (РКУП) в сочетании с осадкой в зависимости от направления распространения трещины. В заготовках, обработанных РКУП, наблюдалось наличие анизотропии предела прочности и пластичности (см. таблица 1), обусловленное формированием текстуры. В то же время УМЗ сплав, обработанный РКУП, показал удовлетворительные значения ударной вязкости $\sim 0,42$ МДж/м². Дополнительная осадка РКУП обработанной заготовки моделировала процессы формообразования/штамповки и сопровождалась развитием процессов возврата и рекристаллизации. Это обеспечило «размытие» текстуры, снижение анизотропии предела прочности и пластичности, но разница в ударной вязкости по нескольким направлениям разрушения все же наблюдалась. Обсуждается взаимосвязь между микроструктурой, текстурой и механическими свойствами в различных участках исследуемого материала.

Таблица 1. Механические свойства титанового сплава ВТ6

Состояние	V α/β -Ti фазы, % вес.	$\sigma_B/\sigma_{0,2}$, МПа	δ/δ_P , %	KCV, МДж/м ²	A / A _z / A _p , Дж
КЗ	90 / 10	990 / 920	13,0 / 4,5	0,49	39 / 15 / 24
УМЗ РКУП (XY)	79 / 21	1150 / 1100	10,1 / 2,0	-	-
УМЗ РКУП (XZ)	80 / 20	1252 / 1250	10,4 / 0,3	-	-
УМЗ РКУП (YZ)	89 / 11	1248 / 1220	4,5 / 0,6	0,42	32 / 28 / 4
УМЗ РКУП+осадка (XY)	80 / 20	1095 / 1030	11,5 / 1,9	-	-
УМЗ РКУП+осадка (XZ)	78 / 22	1080 / 1040	12,2 / 1,1	0,32	26 / 20 / 6
УМЗ РКУП+осадка (YZ)	82 / 18	1090 / 1065	9,0 / 0,7	0,41	33 / 26 / 7

Работа выполнена в рамках средств гранта Российского научного фонда 21-79-10167 «Микроструктура и механизмы разрушения в интервале вязко-хрупкого перехода ультрамелкозернистых двухфазных титановых сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией».

1. Zherebtsov S.; Salishchev G. Production, Properties and Application of Ultrafine-Grained Titanium Alloys // Mater. Sci. Forum. – 2016. – Vol. 838–839. – P. 294–301.
2. Hohenwarter A., Pippan R. Influence of Processing Route on the Fracture Resistance of Equal Channel Angular Pressing Deformed Iron // Adv. Eng. Mater. – 2023. – Vol. 25. – Article number 2201011.
3. Sabirov I., Valiev R.Z., Pippan R. About Application of Three Dimensional Analyses of Fracture Surfaces in Fracture Study on Nanostructured Titanium // Comput. Mater. Sci. – 2013. – Vol. 76. – P. 72–79.

ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОПОКРЫТИЙ НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ

¹Морозов И.А., ²Каменецких А.С.

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

²Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург

Ионная модификация поверхности эластичного полимера имеет перспективы при создании гибких функциональных материалов. Одним из важнейших свойств таких материалов является способность покрытия выдерживать эксплуатационные нагрузки. Поверхность эластичного полиуретана (начальный модуль упругости 6 МПа, деформация на разрыв ~900%) обрабатывали импульсным магнетронным напылением ионов углерода. Количество импульсов от 50 до 250.

Материалы исследовали методами атомно-силовой и оптической микроскопии. В первом случае эксперименты проводили на атомно-силовом микроскопе (АСМ) Ntegra Prima: получали рельеф поверхности до индентации в полуконтактном режиме, затем переключались в контактный режим и проводили индентацию, далее возвращались в полуконтактный режим и сканировали ту же область после индентации.

Индентацию исследуемой области проводили по равномерной сетке 10x10 измерений; получали зависимости усилия F от глубины вдавливания u . Индентация со значительным усилием зонд повреждает покрытие и на поверхности остаются следы от уколов (рис. 1). Края следов от уколов не имеют никаких особенностей (вставкой на рис. 1в показано сечение одного из следов от уколов): не обнаружено ни локальных нанотрещин, ни вспучивания кольцевой области, окружающей прокол. Глубина t укола является верхней оценкой толщины покрытия (составляла от 6 до 20 нм). После снятия нагрузки повреждение частично восстанавливается: площадь A_h оставшегося отверстия меньше контактной площади сечения зонда при максимальном приложенном усилии. Отношение этих площадей примем за меру восстановления поврежденной поверхности: $K = 1 - A_h / A_c(u_{\max})$, чем ближе данная величина к единице, тем выше степень упругого восстановления поврежденного участка.

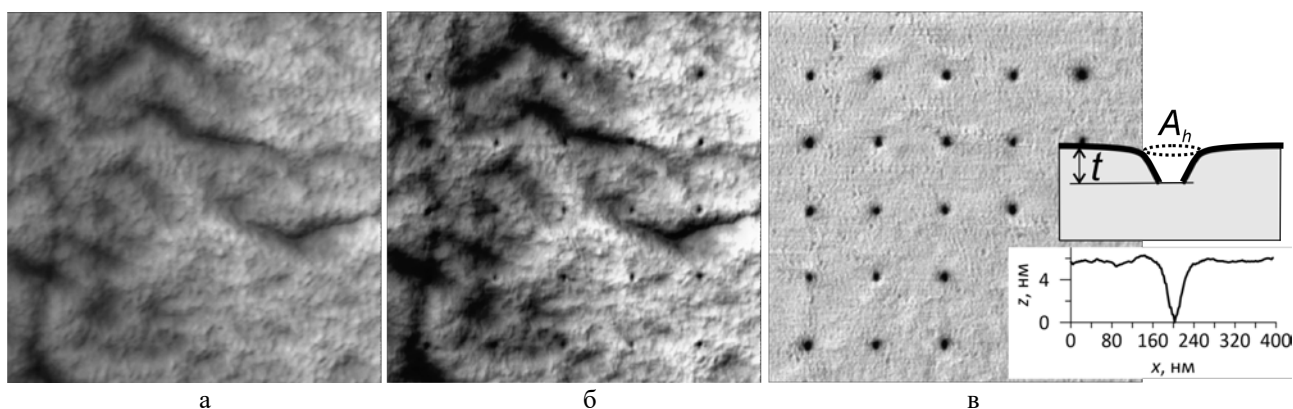


Рис. 1. Рельеф поверхности до (а) и после (б) индентации, а также результат их вычитания (в). Вставкой на (в) показаны профиль одного из уколов и его геометрические параметры. Размеры изображений 2.5x2.5 мкм

В случаях жесткого хрупкого покрытия в местах уколов появляются ямки и локальные трещины, а кривая нагружения имеет характерный скачок в момент разрушения покрытия. Наши исследования показывают, что материалы с такими покрытиями обладают малой деформативностью (растрескивание наступает при растягивающей деформации < 10%) и не имеют перспектив практического применения. В случае плазменной обработки с малой интенсивностью формируются неоднородные упруго-пластические нанопокрывтия. Зависимость $F(u)$ для такой поверхности (рис. 2а) в момент прокалывания покрытия не имеет видимых особенностей.

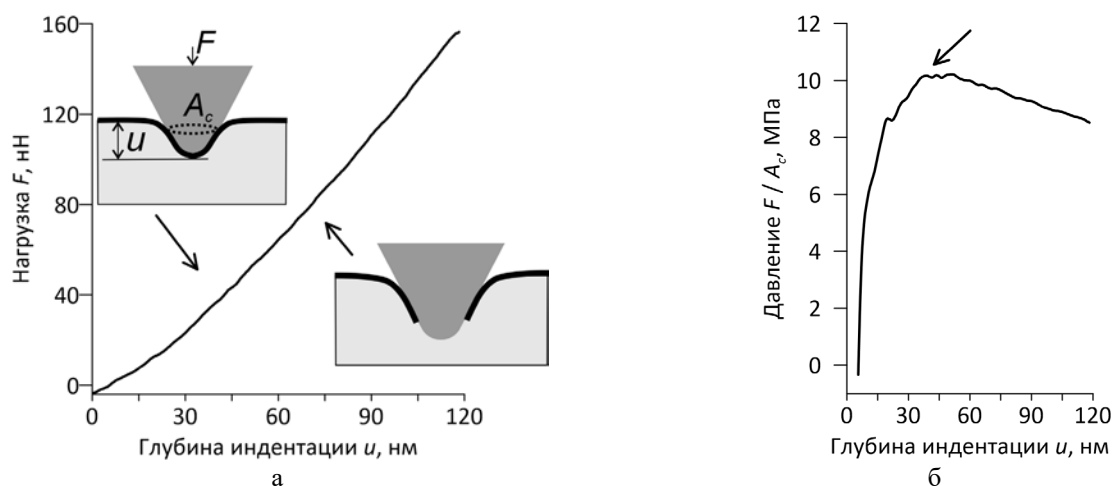


Рис. 2. Типичная зависимость усилия от глубины индентации при прокалывании упруго-пластического нанопокрyтия на полимерной подложке (а); давление зонда на поверхность (б), окрестность максимума соответствует прокалыванию покpытия

Исследовано давление, с которым зонд нажимает на материал: $P(u) = F / A_c(u)$, где A_c – площадь сечения контакта гиперболического зонда с поверхностью. В случае индентации с прокалыванием $P(u)$ имеет максимум (рис. 2б), соответствующий началу разрушения покpытия, если индентация происходит без повреждения поверхности, то $P(u)$ нелинейно возрастает. Значение максимума $P(u)$ является оценкой критического σ_c напряжения, которое способна выдерживать модифицированная поверхность в данной точке. Критическую деформацию поверхности можно оценить, используя закон Гука: $\varepsilon_c = E / \sigma_c$, где E – модуль упругости поверхности, вычисленный по модели Герца на основе $F(u)$ до момента повреждения.

Таким образом, был определен набор параметров, характеризующий на субмикронном уровне повреждаемость покpытий на эластомерном основании. Результаты, полученные методом индентации коррелируют с исследованием трещиностойкости на основе оптических микроизображений растянутых до различной деформации материалов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант 23-22-00064.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Надежкин М.В., Баранникова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Как показано ранее [1], пластическая деформация на макромасштабном уровне всегда протекает локализовано в условиях активного нагружения и ползучести в металлах и сплавах разного состава, деформирующихся за счет дислокационного скольжения, двойникования и деформационно-индуцированного фазового превращения. Однако влияние твердорастворного упрочнения на особенности локализованной пластичности сплавов изучено не достаточно. Настоящая работа посвящена исследованию макроскопической локализации пластического течения промышленных медно-никелевых сплавов, которые широко используются в условиях повышенных давлений, температур и агрессивных сред. Диаграмма состояния характеризуется неограниченной растворимостью в системе Cu-Ni и следует ожидать влияния твердорастворного упрочнения на эволюцию локализации деформации.

Для аттестации исследуемых сплавов (манганин, мельхиор, константан, монель) была проверена выполнимость в них закона Вегарда, предсказывающего линейную связь параметра решетки с содержанием легирующего элемента (Ni). Параметры кристаллической решетки ГЦК твердых растворов определяли на рентгендифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием $\text{CoK}\alpha$ излучения. Исследование микроструктуры проводилось методом оптической металлографии на микроскопе Neophot-21 по стандартной методике приготовления металлографического шлифа, включающей в себя полировку и травление на выявление границ зерен. Механические испытания на одноосное растяжение с постоянной скоростью нагружения 0,2 мм/мин проводились на универсальной испытательной машине Walter+Bai LFM-125 при 300 К. Для анализа полей векторов смещений точек поверхности образцов использовались методы цифровой спекл-фотографии [1].

Показано, что рост содержания Ni ведет к повышению предела прочности Cu-Ni сплавов почти без снижения их пластичности. Анализ диаграмм растяжения всех четырех сплавов выявил линейные и параболические стадии деформационного упрочнения. В константане также наблюдалась непродолжительная площадка текучести протяженностью от 2 % до 4 % общей деформации. С ростом содержания Ni протяженность стадии линейного деформационного упрочнения увеличивается. Эволюцию локализованной пластичности анализировали по $X-t$ диаграммам [1], построенным по данным распределений локальных удлинений. Деформация на площадке текучести связана с развитием автоволны переключения. На стадии линейного деформационного упрочнения наблюдалась фазовая автоволна. На параболической стадии деформационного упрочнения выявлены системы эквидистантных стационарных очагов локализации с пространственным периодом $\lambda = (3-5) \pm 1$ мм.

Установлено, что в сплавах системы Cu-Ni моды автоволновой пластичности подчиняются законам деформационного упрочнения, как и в случае деформации чистых металлов. Обнаружена линейная зависимость параметров автоволн (длина автоволны локализованной деформации и автоволновой критерий пластичности) от содержания никеля.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

1. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. – 130 с.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПОЛОС С КОНЦЕНТРАТОРОМ НАПРЯЖЕНИЙ

Надежкин М.В., Баранникова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В теории идеальной пластичности решение упругопластических задач является основой как для фундаментальных исследований в механике деформируемого твердого тела, так и для прикладного применения в различных отраслях, где важна оценка и изучение напряженно-деформированного состояния различных материалов, конструкций и сооружений. Напряжения на контуре концентратора могут превышать предел текучести материала, что приводит к появлению областей пластических деформаций. Наличие таких областей вызывает перераспределение напряжений и изменение коэффициента концентрации напряжений. На сегодняшний день имеется аналитическое решение задачи Ламе при различных постановках и представлении для решений в пластической зоне, построены решения для двумерных задач в упругопластической постановке идеально пластических тел с заранее неизвестными границами между упругой и пластической областями [1]. Развитие решений подобных задач продолжается и требует постановки специальных экспериментов. Определенный прогресс наметился в рамках развиваемого автоволнового подхода к физике пластического течения, в основе которого лежит гипотеза о том, что пластическая деформация есть макроскопически локализованный процесс самоорганизации ансамбля дефектов [2]. Большая часть базовых для автоволновой теории экспериментов была выполнена на гладких образцах. На этом фоне досадным недостатком выглядит почти полное отсутствие данных об автоволновых процессах деформации при растяжении пластин с концентратором напряжений. Настоящая работа посвящена исследованию эволюции локальных деформаций при одноосном растяжении пластины с центральным круговым отверстием диаметром 1 и 2 мм.

Механические испытания образцов поликристаллического чистого никеля [3] дополнялись *in situ* анализом геометрии паттерна локализованной пластичности, возникающего в образцах при деформации, с использованием лазерного измерительного комплекса ALMEC-*tv* [2]. Он предназначен для восстановления полей векторов смещений при деформации методами цифровой корреляции изображений и цифровой статистической спекл-фотографии. Это позволило регистрировать паттерн локализованной пластичности и следить за развитием зон локализации пластического течения, обрабатывая количественную информацию о распределении компонент тензора пластической дисторсии по деформируемому образцу с концентратором напряжений и их временной эволюции. Для анализа строились пространственно-временные распределения локальных деформаций (зависимости положения максимумов компоненты локальных удлинений от координаты на оси растяжения или от времени). Эти распределения содержат количественную информацию о величинах скоростей движения, пространственных и временных периодах эволюции зон локализации деформации.

В ходе экспериментов установлено влияние концентратора напряжений на развитие пластической деформации в виде движения одиночных деформационных фронтов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011

1. Анин Б.Д., Черепанов Г.П. Упруго-пластическая задача. Новосибирск: Наука СО, 1983. – 239 с.
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. – 130 с.
3. Barannikova S.A. Nadezhkin M.V. Kinetics of Plastic Deformation Localization Bands in Polycrystalline Nickel // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 1440-1 – 1440-14.

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ СПЛАВА ВТ1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

¹Никоненко А.В., ²Попова Н.А., ²Клопотов А.А., ²Никоненко Е.Л., ^{3,4}Потекаев А.И.,
³Бородин В.И., ²Таюкин Г.И.

¹*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Проблема внутренних полей напряжений в металлах и сплавах находится в центре внимания исследователей уже много лет. Это объясняется тем, что внутренние поля напряжений играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и особенно в разрушении кристаллических материалов, а именно, в зарождении и раскрытии микротрещин. Велика их роль в эволюции дефектной структуры при различных видах термической обработки металлов, сплавов и сталей. Кроме того, внутренние напряжения играют значительную роль при фазовых и структурных превращениях. И, наконец, нельзя не учитывать действие внутренних напряжений при получении объемных наноструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации. Внутренние напряжения классифицируются, прежде всего, по области их локализации. Таким путем выделяют макро-, мезо- и микронапряжения. Макронапряжения локализованы во всем образце или в значительной части его объема. Мезоскопические внутренние напряжения локализованы в объемах протяженностью от десятков до сотен микрометров. В поликристаллах мезонапряжения локализованы в объемах одного или нескольких зерен или в части объема зерна. Микроскопические поля напряжений локализованы в участках в несколько микрометров и меньше. Наиболее информативным методом изучения мезо- и микроскопических полей внутренних напряжений к настоящему моменту является дифракционная электронная микроскопия, которая позволяет регулировать локальность измерения внутренних напряжений в широких пределах (от сотен нанометров до сотен микрон). Поскольку в работе использован метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), то в дальнейшем будет рассмотрен только этот метод.

Материалом исследования послужил сплав ВТ1-0 (технически чистый титан), обладающий средним исходным размером зерна 0.08×0.40 мкм, что соответствует субмикрокристаллическому состоянию (СМК), имплантированный ионами Al с дозой $(1, 5 \text{ и } 10) \times 10^{17}$ ион / см^2 .

Установлено, что при одностороннем воздействии на материал, каким является модификация поверхности потоками ионов, возникают градиентные структуры. В этих структурах по мере удаления от поверхности изменяются такие характеристики, как размеры зерен и субзерен, плотность дефектов и их организация (субструктура). Так как параметры структуры, концентрация дефектов и фазовый состав в градиентных структурах по мере удаления от поверхности изменяются, то должны меняться эксплуатационные и технологические характеристики такие, как твердость и прочность, пластичность и коррозионная стойкость, внутренние напряжения и пр.

Проведенные исследования показали, что в СМК-состоянии сплава по мере удаления от поверхности обработанного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой с исходной зеренной структурой.

В работе установлено, что доза ионной имплантации не влияет ни на количество слоев, ни на качественный фазовый состав в каждом слое. Лишь размеры слоев, а также количественный фазовый состав в каждом слое претерпевают некоторые изменения. Также установлено, во-первых, независимо от дозы имплантации все слои градиентной структуры различаются протяженностью: чем дальше удален слой от поверхности облученного образца (чем больше номер слоя), тем больше толщина слоя. Во-вторых, по мере приближения к имплантированной поверхности величина зерна α -Ti уменьшается до нанометрического размера. В-третьих, тип дислокационной структуры в каждом слое градиентной структуры

остается одинаковым и независимым от дозы имплантации. И, в-четвертых, параметры дефектной структуры (тип дислокационной субструктуры, скалярная плотность дислокаций и внутренние напряжения) в каждом слое градиентной структуры различны. Установлено, что независимо от типа материала скалярная плотность дислокаций стремится к нулю вблизи размера зерна ~ 100 нм. Зерна становятся бездислокационными. Доказано на материалах с различным типом кристаллической решетки, что интервал размеров бездислокационных зерен простирается от самых малых до ~ 200 нм. Как показали проведенные исследования, средние размеры зерен в слоях 2 и 3 составляют следующую величину: $L = 100\text{--}200$ нм, $d \approx 50$ нм. Поэтому и неудивительно, что зерна в слоях 2 и 3 являются бездислокационными.

В слоях 4 и 5, также независимо от дозы имплантации, средний размер зерна интенсивно увеличивается. Происходит переход от бездислокационных и почти бездислокационных зерен к зернам с дислокационной структурой. Дислокации в слоях 4 и 5 равномерно заполняют зерна, образуя плотную сетчатую субструктуру. Величина средней скалярной плотности дислокаций (ρ) по мере удаления от поверхности образца увеличивается, достигая в конце слоя 4 значения, соответствующего исходному состоянию материала.

Установлено, что независимо от дозы имплантации в слоях 2 и 3 градиентной структуры присутствуют только бездислокационные контуры, в слоях 4 и 5 – преимущественно дислокационные. Измерив и рассчитав среднюю толщину (величину поперечного размера) контура в различных слоях градиентной структуры, можно рассчитать амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки χ и затем амплитуду внутренних дальнедействующих напряжений.

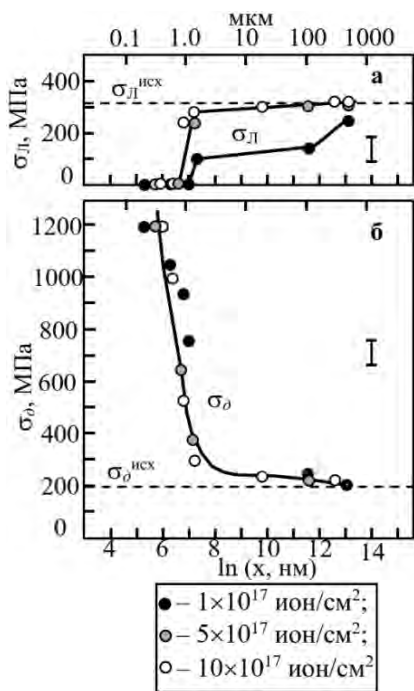


Рис. 1. Изменение величины внутренних напряжений σ_{sl} (а) и σ_d (б) по мере удаления от имплантированной поверхности образца

Сформированная в слоях 4 и 5 дислокационная структура создает в материале внутренние напряжения, независимые от дозы имплантации. Так, скалярная плотность дислокаций создает напряжения сдвига σ_{sl} (напряжения, создаваемые дислокационной структурой), избыточная плотность дислокаций – дальнедействующие напряжения σ_d (моментные, или локальные). Изменения амплитуды σ_{sl} и σ_d по мере удаления от имплантированной поверхности приведены на рисунке.

Из рис. 1 следует, что, во-первых, внутренние напряжения сдвига σ_{sl} в сплаве зависят от дозы имплантации, моментные (или локальные) напряжения σ_d – нет. Во-вторых, независимо от дозы имплантации в слоях 2 и 3 внутренние напряжения представлены только моментными (дальнедействующими) напряжениями σ_d , напряжения, создаваемые дислокационной структурой σ_{sl} (напряжения сдвига), отсутствуют полностью. В слое 4 внутренние напряжения представлены как моментными σ_d , так и напряжениями сдвига σ_{sl} , то есть $(\sigma_{sl} + \sigma_d)$, причем в первой половине слоя ($\sigma_{sl} < \sigma_d$), во второй – ($\sigma_{sl} > \sigma_d$). В слое 5 присутствуют только внутренние напряжения сдвига σ_{sl} .

В-третьих, внутренние моментные, то есть локальные (дальнедействующие) напряжения σ_d представлены пластической $\sigma_d^{пл}$ и упругой $\sigma_d^{упр}$ составляющими, причем в слоях 2 и 3 присутствует только упругая составляющая, в слое 4 упругая и пластическая, а в слое 5 – только пластическая.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТРЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

¹Новицкая О.С., ¹Филиппов А.В., ²Лычагин Д.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В материалах триботехнического назначения, известным представителем которых является сталь Гадфильда, одной из важных задач является прогнозирование ресурса работоспособности изделия при критических режимах износа. В связи с этим актуальной задачей является установление критических параметров повреждаемости, приводящих к ускоренному износу и аварии оборудования.

С целью прогнозирования накопления повреждаемости необходимо проследить эволюцию субструктуры, определить стадию появления деформации, способствующей зарождению и развитию трещины, приводящую к абразивному износу при сухом трении скольжения.

В качестве объекта исследования была выбрана сталь Гадфильда. Для реализации поставленной цели были проведены испытания на сухое трение скольжения, исследования деформационного рельефа в совокупности с анализом параметров рельефа и кристаллографическим анализом зерен методом дифракции отраженных электронов, а также расчет факторов Шмида для скольжения в зернах с учетом локальной схемы напряженного состояния. Трибологические испытания проводили на трибометре TRIBO technic по схеме «палец-диск» при комнатной температуре. Деформационный рельеф исследовали при помощи лазерного конфокального микроскопа Olympus LEXT OLS4100. Кристаллографическую ориентацию зерен поликристалла определяли на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3 с использованием приставки для дифракции отраженных электронов. Сигналы виброускорения регистрировали промышленным акселерометром IMI и регистратором данных USB NI-9234. Набегающая величина среднеквадратичного значения (runRMS) виброускорения была рассчитана для 1-секундных периодов сбора данных с использованием программного обеспечения National Instruments.

Процесс сухого трения характеризуется стабильными условиями при всех выполненных тестах с величиной коэффициента трения 0.44...0.45 и среднеквадратичным значением виброускорения 0.33...0.37 м/сек².

Анализ деформационного рельефа на гранях образцов выявил закономерности накопления деформации в образце при сухом трении скольжения. Установлено, что основное вовлечение объема в деформацию идет до 16 часов трения, а при продолжении испытаний деформация накапливается в уже деформированных зернах, о чем свидетельствует увеличение высоты ступенек сдвига и уменьшение расстояния между следами сдвига. Характерной особенностью рельефа в зернах является преимущественное действие только одной системы сдвига в каждом зерне.

При помощи EBSD (Electron BackScatter Diffraction - дифракция обратного рассеяния электронов) анализа было установлено, что в исходном состоянии сталь Гадфильда имеет рассеянную текстуру. Метод позволяет установить ориентацию каждого зерна, что дает возможность рассчитать фактор Шмида с учетом сложной схемы напряженного состояния. Расчет с учетом напряжения от нормальной нагрузки и силы трения позволил установить, что скольжение идет по системам с максимальным фактором Шмида и выявил роль скольжения и двойникования в деформации индивидуальных зерен поликристалла.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ С ВЫДЕРЖКОЙ

Оборин В.А., Балахнин А.Н., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Проведено экспериментальное и теоретическое исследование закономерностей процесса разрушения на различных структурных уровнях материалов авиационного моторостроения (титановый сплав ВТ-6), в условиях лабораторных экспериментов, максимально соответствующих распространенной в приложениях ситуации – катастрофическому уменьшению долговечности лопаток вентиляторов авиационных двигателей при комбинированном нагружении «циклическое воздействие - выдержка».

Титановые сплавы широко используются в газовых турбинах двигателей при экстремальных нагрузках, в таких компонентах, как диски и лопатки вентиляторов; в аэрокосмической промышленности вследствие низкой плотности, коррозионной стойкости и высокой усталостной прочностью. Однако, опыт эксплуатации показывает, что титановые сплавы обнаруживают явление, известное как «холодная усталость при выдержке» (cold dwell fatigue), сопровождающееся зарождением и ростом фасеточных трещин при резком сокращении долговечности. Исследование закономерностей долговечности и обоснование моделей для оценки ресурса является фундаментальной проблемой с важными практическими приложениями.

Исследования характеристик малоцикловой усталости образцов, изготовленных из плиты титанового сплава ВТ6 в долевом и поперечном направлении, проводились на испытательной установке типа LFMZ. Испытания на малоцикловую усталость при мягком цикле нагружения с выдержками в цикле 2, 5, 10 и 20 мин проведены в соответствии с ГОСТ 25.502 в диапазоне наработок до 10000 циклов при комнатной температуре и с коэффициентом асимметрии $R\sigma=0$.

Соответствие теоретических предположений о ведущей роли многомасштабных механизмов структурной релаксации, обусловленных коллективным поведением ансамблей дефектов, развитием локализации пластического течения и разрушения исследовалось методами структурного анализа морфологии поверхностного рельефа с использованием оптического интерферометра-профилометра NewView-5010 для последующего вычисления масштабного инварианта (показателя Хёрста) и пространственного масштаба области, на которой наблюдается коррелированное поведение микросдвигов.

Сравнительный анализ масштабно-инвариантных характеристик образцов титанового сплава ВТ-6 после многоцикловой усталости с выдержкой и без выдержки позволил установить значительное увеличение диапазона пространственных масштабов вплоть до 0,5-96,6 мкм образцов с выдержкой в отличие от образцов без выдержки ($H\sim 0,5$ в диапазоне пространственных масштабов 0,7-28,6 мкм). Определение показателя Хёрста деформационных дефектных структур может дать физическое объяснение универсальности критических явлений применительно к сценариям разрушения различных классов материалов и роли состояния структуры (в том числе формируемой усталостным нагружением и выдержкой) на «пороговые» характеристики перехода пластически деформированного материала к разрушению.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 21-79-30041), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.

СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 03X17H12M2, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Однобокова М.В., Тихонова М.С., Долженко П.Д., Беляков А.Н.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»)

В настоящее время аддитивные технологии находят все более широкое применение. Одним из перспективных областей использования аддитивных технологий считаются высокотехнологичные производства, в частности, изготовление биомедицинских имплантов. Совместно с компьютерной томографией, использование аддитивных технологий позволит изготавливать импланты уникальных форм, соответствующих индивидуальным биологическим особенностям пациентов. Таким образом, исследование микроструктуры и свойств стальных образцов, полученных методами 3D печати, имеет особое практическое значение. Образцы аустенитной коррозионностойкой стали, полученные методом 3D печати, характеризуются высоким пределом текучести, что может быть обусловлено высокой плотностью дислокаций [1], хотя субструктурное упрочнение заслуживает более детального количественного анализа. Цель настоящей работы оценить механизмы упрочнения аустенитной коррозионностойкой стали, полученной методом селективного лазерного сплавления.

Экспериментальные образцы были получены из порошка ПР-03X17H12M2 (0.027%С, 0.09%N, 0.6%Si, 1.4%Mn, 16.7%Cr, 11.9%Ni, 2.48%Mo, 0.006%S, 0.03%P, 0.024%O, 0.09%N) с использованием системы селективного лазерного плавления 3D – systems ProX200 (мощность лазера 240 Вт, скорость движения луча 1070 мм/с, расстояние между дорожками 80 мкм, толщина слоя 30 мкм) в атмосфере азота. Микроструктура экспериментальных образцов представлена на рисунке 1. Постепенное изменение цвета внутри отдельных кристаллитов на рис. 1а свидетельствует о больших поворотах кристаллической решетки и связанной с ними высокой плотностью дислокаций. Средний размер зерен, измеренный с помощью ориентационной микроскопии как расстояние между высокоугловыми границами, составляет $D = 20$ мкм, плотность дислокаций внутри ячейистой субструктуры, рассчитанная с помощью просвечивающей электронной микроскопии, $\rho = 5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Похожие значения плотности дислокаций наблюдали в сталях такого типа с ультрамелкозернистой структурой после теплой прокатки с большими обжатиями [2].

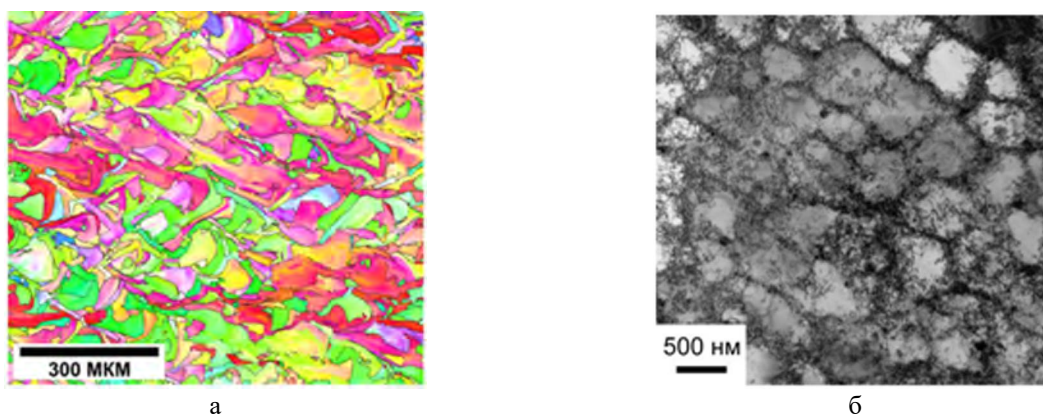


Рис. 1. Микроструктура стали 03X17H12M2, полученной селективным лазерным сплавлением: ориентационная микроскопия (а), просвечивающая электронная микроскопия (б)

Образцы имеют предел текучести 640 МПа, временное сопротивление – 760 МПа, относительно удлинение – 45%. Твердорастворное упрочнение, включая трение решетки, согласно [3] составляет 230 МПа. Сравнительно высокое расчетное значение твердорастворного упрочнения связано с повышенным содержанием азота. Принимая $k = 0.37 \text{ МПа м}^{0.5}$ и $\alpha = 0.9$ [2], зернограницное и дислокационное упрочнения составляют $\sigma_D = k D^{-0.5} = 83 \text{ МПа}$ и $\sigma_p = \alpha G b \rho^{0.5} = 407 \text{ МПа}$, соответственно. Рассчитанное значение предела

текучести несколько превышает экспериментальное, что может быть связано с произвольным выбором коэффициентов зернограницного и дислокационного упрочнения. Однако даже оценка субструктурного упрочнения как разность между экспериментальным пределом текучести и суммой расчетных упрочнений от твердого раствора и границ зерен дает значение более 300 МПа. Таким образом, вклад субструктурного упрочнения сопоставим с суммарным вкладом всех остальных механизмов упрочнения. Высокая плотность дислокаций в аустенитной стали после селективного лазерного сплавления может быть использована для изменения микроструктуры в результате первичной рекристаллизации. В определенных случаях рекристаллизованные микроструктуры аустенитных коррозионностойких сталей характеризуются высокой долей специальных границ, которые нарушают непрерывность пространственной сетки границ зерен общего типа и, соответственно, улучшают стойкость к межкристаллитной коррозии.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда, Соглашение № 22-43-02012 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

1. High strength and ductility of additively manufactured 316L stainless steel explained / M.D. Shamsujjoha, S.R. Agnew, J.M. Fitz-Gerald, W.R. Moore, T.A. Newman // Metall. Mater. Trans. A. – 2018. – Vol. 49A. – P. 3011-3027.
2. Hall-Petch relationship for austenitic stainless steels processed by large strain warm rolling / Z. Yanushkevich, S.V. Dobatkin, A. Belyakov, R. Kaibyshev // Acta Mater. – 2017. – Vol. 136. – P. 39-48.
3. Irvine K.J., Gladman T., Pickering F.B. The strength of austenitic stainless steels // J. Iron Steel Inst. – 1969. – Vol. 207. – P. 1017-1028.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЫ НА РАЗВИТИЕ НЕУПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПИ И ПЭИ, АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ, В УСЛОВИЯХ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

^{1,2}Панин С.В., ^{1,2}Богданов А.А., ^{1,2}Еремин А.В., ¹Буслович Д.Г.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В последнее время значительно вырос интерес к высокопрочным полимерам (ВПП) в передовых отраслях промышленности в связи с возможностью создания композитов с уникальными эксплуатационными свойствами [1,2]. Полиимид (ПИ) относится к классу ВПП и по своему химическому строению является одним из наиболее термостойких высокопрочных аморфных термопластов (на вершине пирамиды полимерных конструкционных материалов [3]). Как правило, его прочностные характеристики улучшают введением армирующих волокон и соответствующим дисперсионным упрочнением или армированием непрерывными волокнами.

Низкая текучесть расплава ПИ и его плохая технологичность привели к разработке полиэфиримида (ПЭИ) для промышленных применений с относительно низкими рабочими температурами [4]. Включение эфирных связей в молекулярную цепь полиимида способствует гибкости, необходимой для удовлетворительной технологичности при использовании обычных производственных технологий. При этом у ПЭИ сохраняются превосходные механические свойства, почти такие же, как у ПИ. Это обусловило появление на рынке большого количества композитов на основе ПЭИ различного назначения, определяемого в первую очередь типом и содержанием армирующих наполнителей. Таким образом, стоимость, технологичность и температурная стабильность становятся ключевыми факторами при выборе того или иного типа (марки) коммерчески доступных композиционных материалов [5].

Поскольку развитие неупругих деформаций играет важную роль в малоцикловой усталости (МЦУ) ВПП, целью исследований было изучение влияния типа аморфной полимерной матрицы на сопротивление циклическим нагрузкам.

Наполнение для композитов на основе ПИ и ПЭИ было одинаковым и составило 10 вес.% коротких углеродных волокон (КУВ) различной длины. Испытания для всех композитов проведены при максимальном напряжении в цикле 74 МПа в режиме МЦУ. Результатами экспериментов были число циклов до разрушения и развитие циклической ползучести.

Было обнаружено, что развитие циклической ползучести для ПИ- и ПЭИ- композитов после первых 200 циклов выходит на линейную стадию стабильного роста (см. рис 1а,б), которую можно характеризовать начальным значением и наклоном (скоростью изменения).

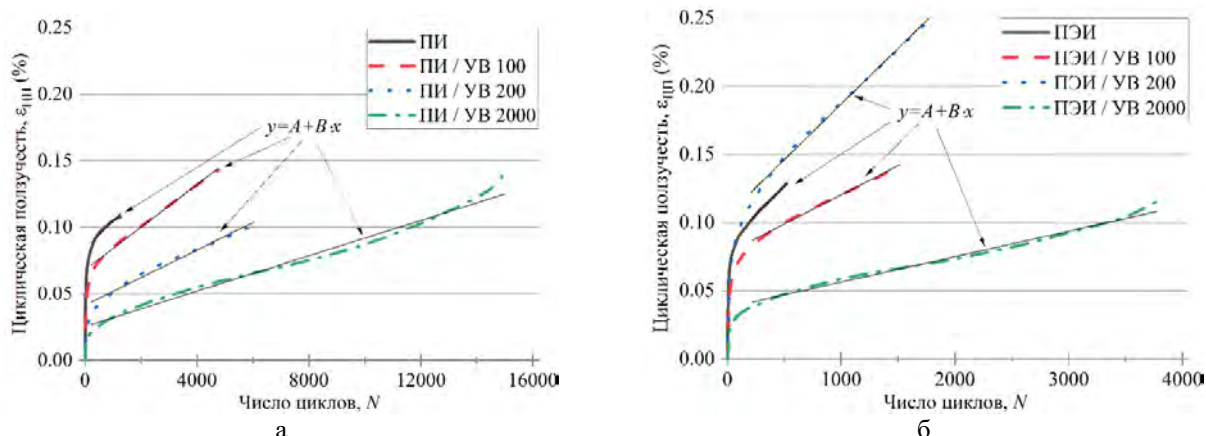


Рис. 1. Изменение значений остаточной деформации (циклической ползучести) композитов на основе ПИ (а) и на основе ПЭИ (б) при циклических нагрузках

Показано, что введение 10 вес. % УВ различной длины приводило к повышению N_f как для ПИ-, так и для ПЭИ-композиатов (см. рис. 2а), при этом в случае с ПИ матрицы величина повышения кратно превосходила идентично наполненные композиты с ПЭИ-матрицей. Начальное значение циклической ползучести с увеличением длины вводимых УВ снижалось (см. рис. 2б), при этом для ПЭИ начальное значение и скорость роста циклической ползучести кратно превышало показатели для ПИ композитов.

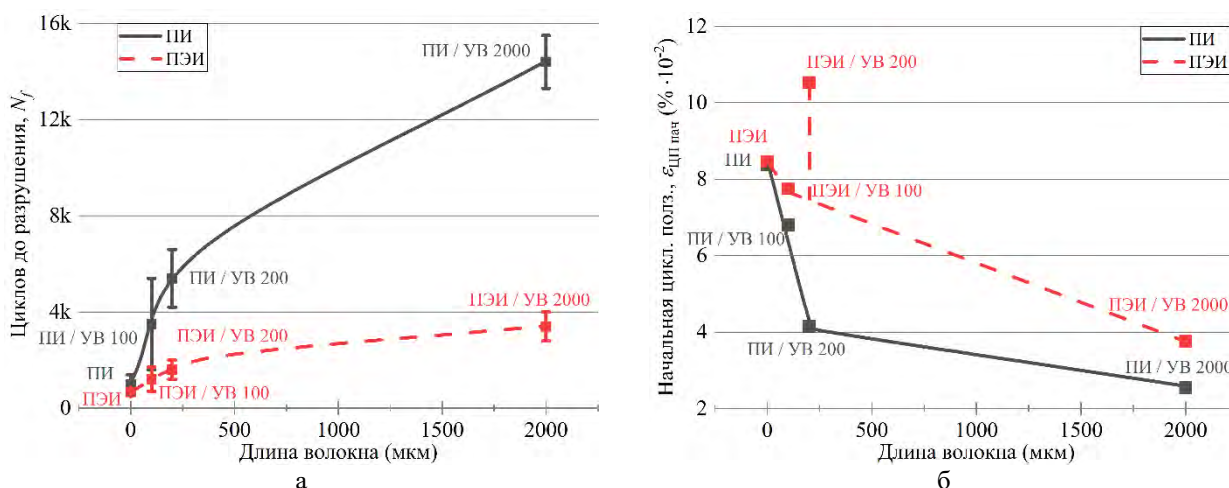


Рис. 2. Зависимости числа циклов до разрушения (а) и начального значения циклической ползучести (б) от длины КУВ

Разрушение ПИ и ПЭИ, а также их дисперсных композитов, наполненных КУВ с аспектным соотношением (AR) = 10, происходило при существенной роли процессов циклической ползучести. В отличие от ПЭИ, ПИ менее склонен к развитию процессов ползучести, вероятно, из-за большей жесткости молекул полимера. Это увеличило продолжительность стадии накопления рассеянных повреждений в композитах на основе ПИ, наполненных КУВ при $AR = 20$ и $AR = 200$, что обусловило их большую циклическую стойкость. В случае КУВ длиной 2000 мкм длина КУВ была сравнима с толщиной образца, что приводило к формированию пространственного каркаса из хаотично ориентированных КУВ при $AR = 200$. Более высокая жесткость полимерной матрицы ПИ обеспечивала более эффективное сопротивление накоплению рассеянных повреждений при одновременно более высоком сопротивлении усталостной ползучести. Было показано, что усталостная долговечность композитов определяется как химической структурой полимерной матрицы, так и пределом текучести. Исследование имеет потенциал для решения проблем, связанных с мониторингом усталостной долговечности дисперсно-армированных полимерных композитов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

1. High Performance Polymers - Polyimides Based - From Chemistry to Applications – InTech, Rijeka, Croatia, 2012. – 258 pp. – DOI:10.5772/2834.
2. High Performance Polymers, William Andrew Inc. – Norwich, NY, USA, 2008. – 609 pp.
3. Friedrich K. Polymer composites for tribological applications / // Adv. Ind. Eng. Polym. Res. – 2018. – Vol. 1. – P. 3–39. – DOI:10.1016/j.aiepr.2018.05.001.
4. Chapter 7 - Polyimides, in: Fatigue Tribol. Prop. Plast. Elastomers – William Andrew, Oxford, UK, 2010. – P. 149–173. – DOI:10.1016/B978-0-08-096450-8.00007-7.
5. Materials selection in mechanical design, Butterworth-Heinemann – Burlington, MA, USA, 2014. – P. 145-153. – DOI:10.1007/978-3-319-05203-8_21.

О MORFOЛОГИИ ТРЕЩИН В ХРУПКИХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ РАЗНОГО ГЕНЕЗИСА

Панфилов П.Е.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург

Трещины - дефекты деформационного происхождения, отслеживая эволюцию которых, можно получить информацию о механизмах аккомодации напряжений в образцах под нагрузкой на разных структурных уровнях. Действительно, они возникают во всех твердых телах, независимо от природы межатомных связей и типа деформационного поведения, и доступны для наблюдения в широком диапазоне масштабов, начиная с нано- и заканчивая мегаскопическим. При этом математические модели трещин корректно описывают эксперимент не всегда, а только в случае хрупкого недеформируемого твердого тела, когда работает линейная механика деформируемого твердого тела. Поэтому задача анализа морфологии трещин в материалах разной природы и генезиса, в частности в горных породах, а именно, сравнение трещин в недеформируемых и деформируемых твердых телах, представляется актуальной как для физического материаловедения, так и механики разрушения. Горные породы и минералы, как геологического, так и биологического генезиса – недеформируемые материалы, демонстрирующие на макроскопическом масштабе хрупкое деформационное поведение, если они находятся под действием растягивающих напряжений (на что указывает морфология их поверхностей изломов, которая сводится к комбинации внутри и межзеренного хрупкого разрушения), представляются интересными модельными объектами для такого рода исследования. Обсуждается морфология трещин на микроскопическом масштабе в магматических и осадочных горных породах, возникших под действием растягивающих нагрузок, включая взрывное нагружение, и в биоминералах (эмаль зубов человека и скорлупа птичьих яиц). В качестве объектов для сравнения выбрали трещины в металлах, разрушающихся внутризеренным сколом (иридии и покрытом галлием алюминии), а также в ковалентных кристаллах, принятых за эталон хрупкого разрушения.

Показано, что опасные трещины в граните, серпентините, антраците, песчанике, эмали зубов и яичной скорлупе, независимо от схемы нагружения, состоят из слившихся порообразных трещин, как это происходит в пластичных металлах. В некоторых случаях трещины в биоминералах даже удается подрачивать, увеличивая стрелу прогиба. Это указывает на наличие в модельных горных породах добавочного к растрескиванию канала аккомодации упругой энергии, а именно деформации. Действительно, изучение трещин в горных породах на оптическом микроскопе в режиме «на просвет», показало, что перед вершиной основной трещины формируется пластическая зона, где материал утоняется и в которой возникают сателлитные порообразные трещины, имеющие тенденцию сливаться с магистральной. Подобным образом растёт опасная трещина в области шейки в пластичных металлах и при растяжении тонких металлических фольг в колонне ТЕМ. С другой стороны, трещины в яшме и других хрупких минералах были по морфологии близки к трещинам в хрупких ковалентных кристаллах. Можно предположить, что вклад такого канала, как пластичность, в аккомодацию напряжений в горной породе зависит от ее химического состава и особенностей генезиса. В зависимости от величины этого вклада, меняется морфология трещин в горной породе от той, что имеет место в пластичном металле до хрупкой. При этом деформационное поведение горной породы под действием растягивающих нагрузок на макроскопическом уровне всегда является хрупким.

Работа выполняется при поддержке РНФ (грант № 23-29-00253).

ГИДРАВЛИЧЕСКИЙ РАЗРЫВ ПЕРЕСЕКАЮЩИХСЯ СКВАЖИН В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ: ЛАБОРАТОРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

Патутин А.В., Скулкин А.А.

Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Окончательная форма трещины при выполнении гидравлического разрыва пласта (ГРП) в шахтных условиях зависит от действующих в массиве напряжений. Такие факторы, как наличие подземных горных выработок, большое количество пластовых скважин, а также обширная техногенная трещиноватость могут значительно изменить поле напряжений в месте проведения работ. Это приводит к сложно предсказуемой траектории разрыва и его низкой эффективности.

Для управления траекторией трещины могут применяться различные способы и подходы, например, синхронный гидроразрыв нескольких близкорасположенных скважин, использование дополнительной направленной нагрузки в целевом интервале, нарезка инициирующих щелей заданной формы на стенках скважины, закачка в качестве рабочего флюида газа или жидкости с определенными свойствами. Большой практический интерес вызывают способы направленного ГРП, связанные с зарезкой из скважины бокового ствола или использованием перфорации особой геометрии [1, 2].

В настоящей работе исследован процесс развития трещины гидроразрыва, формируемой в пересекающихся скважинах, созданных в кубических блоках полиметилметакрилата (оргстекло) с длиной ребра 180 мм. При этом в месте пересечения скважин образуется концентратор напряжений, который способствует формированию продольной трещины в плоскости, соединяющей их оси.

Физическое моделирование выполняли на лабораторном стенде, принцип работы которого подробно описан в [3, 4]. В горизонтальной плоскости сжимающая нагрузка на образец осуществлялась четырьмя гидравлическими домкратами ДН10П10 грузоподъемностью 10 тс; аналогичный пятый домкрат использовался для нагружения образца по вертикальной оси. В стенде реализована возможность создания трещин ГРП в условиях независимого трехосного сжатия.

В каждом блоке сверлили две скважины диаметром 14 мм, пересекающиеся в его центре. Одна из скважин была вертикальной, другая образовывала с ней угол γ , который составлял 30 или 60 градусов. Устье наклонной скважины герметизировалось с помощью нажимного пакера.

Исследования выполняли в двух вариантах для различных типов рабочего флюида: водный раствор дистиллированного глицерина с небольшим количеством колера и пластилин. В первом случае вертикальная скважина была сквозной (см. рис. 1а), интервал разрыва при этом изолировали с помощью специального двухпакерного устройства. Подачу глицерина осуществляли с помощью пресс-расходомера. Во втором случае, обе скважины не доходили до внутренней поверхности блока около 20 мм, а пластилин задавливали за счет закручивания винта по резьбе, нарезанной на стенках вертикальной скважины. В таблице 1 приведены характеристики блоков, условия их нагружения в эксперименте, а также зарегистрированные давления гидроразрыва.

Таблица 1. Некоторые характеристики блоков, параметры экспериментов и давления гидроразрыва

№ блока	Угол γ , град	Условия нагружения, МПа			Рабочий флюид	Давление разрыва P_c , МПа
		S_{xx}	S_{zz}	S_{yy}		
1	30	1,3	1,0	1,0	глицерин	11,9
2	60	1,3	1,0	1,0	глицерин	37,2
3	30	1,3	0	1,0	пластилин	–
4	60	1,3	0	1,0	пластилин	–
5	30	1,5	0	1,0	пластилин	–
6	60	1,5	0	1,0	пластилин	–

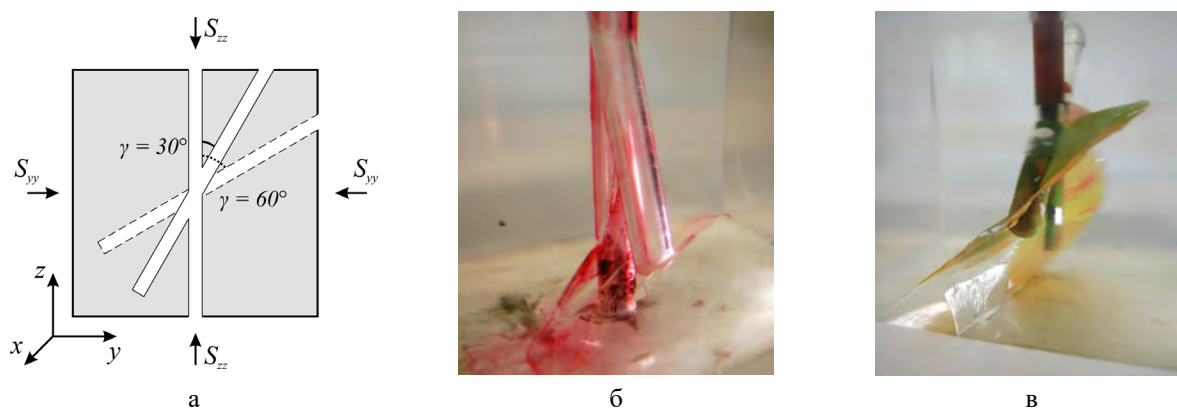


Рис. 1. Модель блока с различным расположением скважин (а) и фотографии образовавшихся трещин при разрыве глицерином ($S_{xx} = 1,3$ МПа, $\gamma = 30^\circ$) (б) и пластилином ($S_{xx} = 1,5$ МПа, $\gamma = 60^\circ$) (в)

Одной из целей лабораторных исследований являлось изучение возможностей формирования продольной трещины между скважинами в неблагоприятном для ее развития поле напряжений. Такое поле создавалось за счет выбора в эксперименте сжимающего напряжения S_{xx} , действующего перпендикулярно плоскости, соединяющей оси скважин, в качестве максимального.

В результате разрыва блока 1 глицерином произошло лишь частичное соединение скважин трещиной в нижней его части, а на забое наклонной скважины образовалась вторая трещина (см. рис. 1б). Давление разрыва P_c в блоке 2 составило 37,2 МПа, что более чем в три раза выше, чем в блоке 1. Такое значительное расхождение можно объяснить различным состоянием стенок скважины и структурными особенностями конкретных блоков оргстекла. При этом в блоке 2 сформировалась единая продольная трещина, не выходящая из плоскости скважин, так как для такого высокого давления P_c различия между горизонтальными напряжениями S_{xx} и S_{yy} практически отсутствуют.

В серии испытаний с применением пластилина его подача происходила при $S_{zz} = 0$. Следует отметить более сложную геометрию получающихся трещин. В каждом из блоков 3-5 вместе с разрывами небольшого размера наблюдалось формирование трещины, соединяющей обе скважины даже при ее искривлении за счет действия S_{xx} . Наиболее сложные условия для создания общего продольного разрыва были в блоке 6 ($S_{xx} = 1,5$ МПа, $\gamma = 60^\circ$). По результатам эксперимента установлено неполное соединение скважин, в том числе, за счет поворота плоскости трещины, растущей в наклонной скважине (см. рис. 1в).

Действие максимального сжимающего напряжения S_{xx} благоприятствовало выходу формируемой трещины из рассматриваемой плоскости. Тем не менее, согласно практическим испытаниям, система пересекающихся скважин может применяться для создания локального продольного разрыва в её окрестности в неравномерном поле напряжений. При этом для сохранения направленности роста трещины предпочтительней использовать более вязкий рабочий флюид в совокупности с его медленной подачей в заданный интервал.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ и Правительства Новосибирской области в рамках научного проекта № 22-27-20061, <https://rscf.ru/project/22-27-20061/>.

1. Zuo S., Ge Z., Deng K., Zheng J., Wang H. Fracture initiation pressure and failure modes of tree-type hydraulic fracturing in gas-bearing coal seams // Journal of Natural Gas Science and Engineering. – 2020. – Vol. 77. – 103260.
2. Fu H., Zhang F., Weng D., Liu Y. et al. The simulation method research of hydraulic fracture initiation with perforations // Proceedings of IFEDC 2018, Springer Series in Geomechanics and Geoengineering. 2018. P. 1229–1240.
3. Рубцова Е.В. Стенд трехосного независимого нагружения для физического моделирования процесса измерительного гидроразрыва // Интерэкспо Гео-Сибирь. – 2015. – Т. 2, № 3. – С. 211–215.
4. Рубцова Е.В., Скулкин А.А. О физическом моделировании процесса измерительного гидроразрыва в модельных образцах при их неравнокомпонентном нагружении // Проблемы недропользования. – 2017. – № 2 (13). – С. 42–46.

IN SITU СИНХРОТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДВУХФАЗНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti-5.7Al-1.6V-3Mo ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ

¹Перевалова О.Б., ^{1,2}Панин А.В., ²Сыртанов М.С.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский политехнический университет, Томск

Методами просвечивающей электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализа исследованы микроструктура, фазовый состав и элементный состав α - и β - фаз двухфазного титанового сплава Ti-5.7Al-1.6V-3Mo при комнатной температуре. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии изучены температурные диапазоны фазовых превращений в сплаве при нагреве от 298 К до 1523 К. На DSC-кривой при температурах 1078 К и 1207 К выявлены два эндотермических пика. Эндотермический пик на DSC кривой при температуре 1078 К обусловлен образованием α'' -мартенсита, при температуре 1207К - $\alpha \rightarrow \beta$ фазовым превращением.

В интервале температур от комнатной до 1373 К проведены высокотемпературные синхротронные рентгеновские исследования. Обнаружено, что при нагреве от комнатной до температур 1000-1200К параметры кристаллических решеток α - и β -фаз увеличиваются, температурные зависимости параметров α - и β -фаз близки к линейным и обусловлены термическим расширением кристаллических решеток (рис.1). При $T > 1200$ К на изменение параметров кристаллических решеток влияет также перераспределение элементов β -стабилизаторов (V и Mo) между α - и β -фазами и увеличение концентрации кислорода в α -фазе. При $T > 1000$ К образуется α'' -мартенсит вследствие фазового превращения $\beta \rightarrow \alpha''$. Увеличение объемной доли α'' -фазы с ростом температуры сопровождается уменьшением объемной доли β -фазы (рис.2). При нагреве происходит увеличение микродеформации кристаллической решетки α -фазы и уменьшение микродеформации кристаллической решетки β -фазы.

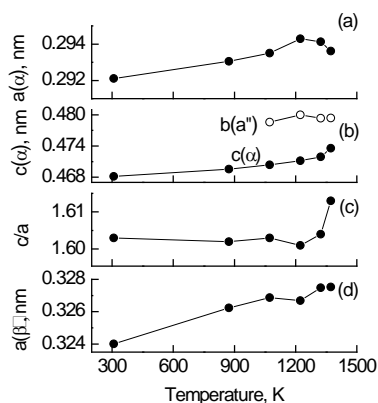


Рис. 1. Зависимости параметров решетки а (а) и с (b) α -фазы, их отношения (c/a) (c) и β -фазы (d) от температуры нагрева

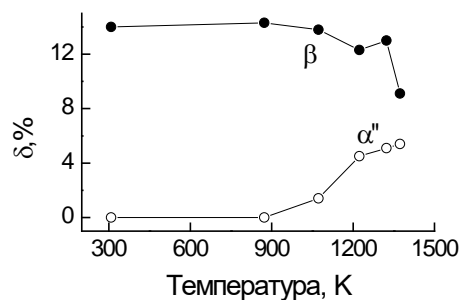


Рис. 2. Зависимости объемной доли α'' - и β - фаз от температуры

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант No.21-19-00795). Высокотемпературные синхротронные исследования были проведены в исследовательском центре Института ядерной физики СО РАН (г. Новосибирск, Россия) Исследования методами просвечивающей электронной микроскопии были проведены с использованием оборудования Центра Коллективного пользования «Nanotech» ИФПМ СО РАН (г. Томск, Россия).

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

¹Полехина Н.А., ¹Линник В.В., ¹Литовченко И.Ю., ¹Спиридонова К.В., ²Чернов В.М.,
²Леонтьева-Смирнова М.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

Исследованы особенности микроструктуры реакторной малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 вблизи берегов магистральной трещины в зависимости от температуры испытаний на ударную вязкость (в интервале от -196 до 100 °С) методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии для выявления закономерностей ее пластической деформации и разрушения. Образцы были обработаны по традиционному режиму (ТТО): закалка на воздух от 1100 °С (1 ч) + отпуск при 720 °С (3 ч). Температура вязко-хрупкого перехода после такой обработки составляет $T_{\text{хв}}^{\text{ТТО}} \approx -7$ °С.

При температурах, соответствующих нижней полке температурной зависимости ударной вязкости (при -196 °С, где образцы разрушаются по механизму транскристаллитного квазискола) стали ЭК-181 микроструктура в области излома представлена областями реечного мартенсита, а также зернами феррита диаметром до нескольких микрометров. В отличие от исходного состояния, локально наблюдаются следы пластической деформации – повышенная плотность дислокаций, частичная фрагментация мартенсита.

При температурах, соответствующих интервалу вязко-хрупкого перехода стали (при -25 °С и 0 °С, где механизм разрушения сменяется от вязкого ямочного излома к хрупкому транскристаллитному разрушению) обнаружены значительные изменения ферритно-мартенситной структуры стали. Наблюдается существенная фрагментация мартенсита (фрагменты субмикронных размеров). Карбиды $M_{23}C_6$ на основе хрома, по-видимому, являются непреодолимыми препятствиями для движущихся при пластической деформации дислокаций. Они создают вокруг себя поле напряжений, искажая кристаллическую решетку матрицы. На наноразмерных частицах МХ в процессе деформации образуются дислокационные петли, что свидетельствует об их преодолении скользящими дислокациями по механизму типа механизма Орована.

Деформированная микроструктура стали ЭК-181 после разрушения ударных образцов при температурах 50-100 °С (на верхней полке температурной зависимости ударной вязкости, где зарождение и распространение магистральной трещины происходит по механизму вязкого ямочного транскристаллитного разрушения) весьма неоднородна. Обнаружены области, практически не затронутые деформацией, а также области со следами заметно развитых процессов пластического течения. К таким процессам относится фрагментация мартенситной структуры, искривление и миграция границ мартенситных ламелей и значительное повышение плотности дислокаций, особенно в зернах феррита (клубки дислокаций).

Карбидная система стали после деформации при рассматриваемых температурах заметных изменений не претерпевает.

Из результатов работы следует, что повышение температуры деформации от -196 до 100 °С существенно изменяет микроструктуру материала вблизи области магистральной трещины. На наш взгляд, наблюдаемые отличия в формирующейся вблизи поверхности разрушения микроструктуре обусловлены кристаллографией скольжения в ОЦК решетке и различием в подвижности дислокаций в зависимости от температуры ударных испытаний.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ Cr, V И СМЕСЬЮ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ

¹Попова Н.А., ¹Клопотов А.А., ¹Никоненко Е.Л., ^{2,3}Потекаев А.И.,

²Бородин В.И., ¹Цветков Н.А.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³Томский научный центр, Томск

Стали со средним содержанием Mn относятся к классу высокопрочных сталей и привлекают большое внимание за последнее десятилетие благодаря хорошим сочетанием высокой прочности и хорошей пластичности. Основными легирующими элементами в сплавах на основе Mn–Fe являются C и Al. Si, Nb, V, Ti и B обычно добавляются в качестве второстепенных легирующих элементов [1]. Метастабильный остаточный аустенит с обогащенным Mn играет решающую роль в обеспечении уникальных механических свойств. В тоже время, введение в сталь легирующих переходных металлов Cr и V способствует росту предела текучести и понижает коэффициент деформационного упрочнения [2-3]. Другим способом повышения механических свойств является введение модифицирующей смеси (МС) на основе ультрадисперсных порошков TiO₂, ZrO₂ и криолита Na₃AlF₆ [4]. Однако, несмотря на широкое применение легирования для таких сталей фактически слабо изучено каким образом легирование Cr и V, а также модифицирования тугоплавкими ультрадисперсными порошками, приводит к изменению структурно-фазового состояния.

Представляется перспективным применить структурные исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии для изучения влияния легирования Cr и V, а также тугоплавкими ультрадисперсными порошками TiO₂, ZrO₂ и криолитом Na₃AlF₆ на структурно-фазовые состояния в стали со средним содержанием Mn.

В настоящей работе представлены данные, полученные при исследовании микроструктуры при помощи просвечивающей электронной микроскопии, влияния легирования Cr и V и модифицирования тугоплавкими ультрадисперсными порошками TiO₂, ZrO₂ и криолитом Na₃AlF₆ на структурно-фазовое состояние в стали Гадфильда.

В работе исследовались три группы образцов на основе аустенитной стали Гадфильда 110Г13 (1,1C-12Mn-Fe (1.15 вес.% C, 12.5 вес.% Mn, 0.68 вес.% Si, 0.016 вес.% S, 0.012 вес.% P). Первая серия образцов – сталь Гадфильда в исходном состоянии (после предварительнойковки образцы отжигались при температуре 1050⁰С (30 минут) закачивались с охлаждением в воду). Вторая группа – образцы стали, легированные Cr и V (1.94 вес. % Cr и 0.31 вес. % V). Третья группа – образцы стали после введения модифицирующей смеси (ультрадисперсные порошки TiO₂, ZrO₂ и криолит Na₃AlF₆).

Электронно-микроскопические исследования проводили при помощи электронного микроскопа ЭМ-125. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 в FeK_α-излучении.

Анализ изотермических сечений тройных диаграмм систем Cr-Fe-Mn и Fe-Mn-V, приведенных на рис. 1, показывает, что при легировании двойных сплавов Fe-12.5 вес% Mn (Fe-13.2 ат.% Mn) атомами Cr до 10 ат.% и V до 5 ат.% в сплавах сохраняется γ-(Fe, Mn) фаза на основе ГЦК кристаллической решетки. Данные, полученные на основе электронно-микроскопических исследованиях, показывают, что легирование аустенитной стали Гадфильда элементами Cr и V не изменяет фазовый состав и не оказывает значительного влияния на тип дефектной структуры. Тогда как дополнительное введение модифицирующей смеси на основе ультрадисперсных порошков TiO₂, ZrO₂ и криолита Na₃AlF₆ в сталь Гадфильда приводит к значительным структурно-фазовым изменениям, что отражается в новой последовательности структурных превращений: γ → γ' → (γ'+ε). Здесь ε – мартенсит с ГПУ кристаллической решеткой, γ'-фаза отличается от γ-фазы в не легированной стали Гадфильда образованием дополнительных систем микродвойников в матричной γ-фазе и

значительным увеличением скалярной плотности дислокаций.

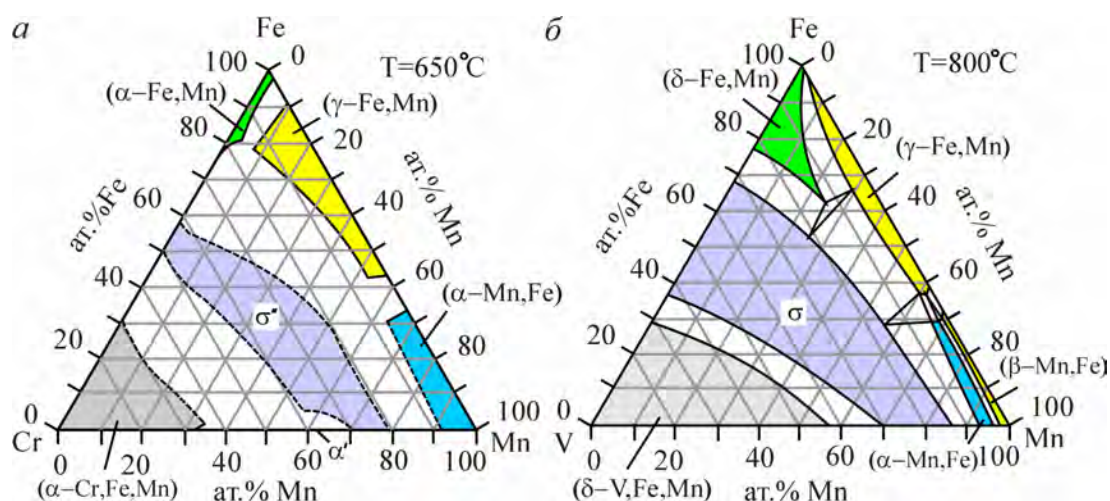


Рис. 1. Диаграммы изотермических сечений для систем Cr-Fe-Mn [5] и Fe-Mn-V [6]

Исследования, проведенные методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, показали, что легирование аустенитной стали 1,1C-12Mn-Fe элементами Cr и V не изменяет ни фазового состава, ни типа дефектной структуры. Модификация стали привела к $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращению, интенсивному развитию микродвойникования, изменению типа дефектной структуры и резкому увеличению скалярной плотности дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Recent developments and perspectives of advanced high-strength medium Mn steel: From material design to failure mechanisms / C. Huang, C. Hu, Y. Liu, Z. Liang, M. Huang // Mater. Futures. – 2022. – Vol.1. – Art. 032001.
2. Богачев И.Н., Егорова В.Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. – М.: Металлургия, 1973. – 295с.
3. Волюнова Т.Ф. Высокомарганцевые стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1988. – 341 с.
3. Fine structure and phase composition of Fe-14Mn-1.2C steel: influence of a modified mixture based on refractory metals / A. Zykova, N. Popova, M. Kalashnikov, I. Kurzina // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2017. – Vol. 24, № 5. – P.1–7.
4. Влияние модифицирования на устойчивость кристаллической решетки аустенита в нержавеющей стали / И.А. Курзина, А.И. Потекаев, Н.А. Попова, Е.Л. Никоненко, Т.В. Демент, А.А. Клопотов и др. // Известия ВУЗов. Физика. – 2018. – Т.61, №4. – С. 99–108.
5. Sopousek J., Vrestal J., Kunze J. Experimental Study of Phase Equilibria in the Fe-Cr-Mn System in the Temperature Range 1073 to 1373 K. // Z. Metallkd. – 1997. – Vol.88., № 3. – P. 246–249.
6. Ishida K., Shibuya K., Nishizawa T. γ -Loops in Fe-Mn-V, Fe-Mn-Mo and Fe-Mn-Si Systems // J. Jpn. Inst. Met. – 1973. – Vol. 37, № 2. – P.1305–1312.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ СВС-КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Fe-Ti-Ni-Mn-B-C

Пугачева Н.Б., Нохрина А.В., Николин Ю.В., Задворкин С.М.

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

Одним из перспективных методов получения новых порошковых или монокристаллических материалов является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [1-3]. Отличительной особенностью СВС-композитов в рассматриваемой системе является высокая износостойкость, что позволяет использовать их в условиях тяжелого контактного нагружения. Технология изготовления такого композита включает в себя обработку давлением (горячее прессование), вследствие чего внутри пластины возникают остаточные напряжения. Отжиг – наиболее эффективный метод, применяемый для снятия внутренних напряжений. Поэтому актуальной задачей является определение влияния различной температуры отжига на структуру СВС-композита системы Fe-Ti-Ni-Mn-B-C.

Композит был изготовлен методом СВС [4]. Материалами для изготовления были выбраны порошки Ti, B₄C, Fe, и самофлюсующийся порошок ПРН9Г4СР. Исходя из исследований [5, 6] было взято оптимальное содержание терморегулирующих компонентов (порошки Ti и B₄C), равное 25 масс. %. Вышеперечисленные порошки были засыпаны в стальную трубу марки Ст3 и диаметром 60 мм, которая служила одновременно реактором и внешней оболочкой заготовки. Сразу после завершения синтеза заготовка была подвергнута горячему прессованию при температуре 1200 °С на гидравлическом прессе с нагрузкой 250 МПа. Была получена сэндвич-пластина размером 17 x 85 x 300 мм, состоящая из стальной оболочки толщиной 3,5 мм и монокристаллического СВС-композита толщиной 10 мм, заполняющего объем стальной оболочки. Из пластины были вырезаны образцы для исследования, а затем подвергнуты отжигу при температурах 900 °С, 1000 °С и 1100 °С с выдержкой 2 часа и охлаждением с печью.

Структуру композита исследовали в исходном состоянии и после операций отжига на оптическом микроскопе НЕОРНОТ 21. Фазовый рентгеноструктурный анализ и определение внутренних остаточных напряжений были выполнены на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в $k\alpha$ -излучении хрома. Остаточные напряжения в феррите определяли методом “ $\sin^2\psi$ ”.

Во время получения образцов для исследования из пластины (при резке) на шлифе образовались трещины, что свидетельствует о высоких остаточных напряжениях (см. рис. 1). Можно предположить, что остаточные напряжения, определенные в ходе исследования, меньше, чем остаточные напряжения в исходной пластине.



Рис. 1. Поперечный шлиф пластины

В результате проведения фазового рентгеноструктурного анализа было выявлено, что в композите присутствуют соединения класса карбидов TiC, боридов TiB₂, FeB, Fe₂B, а также феррит α -Fe. После отжигов фазовый состав не изменился, повысилась интенсивность распределения фаз по объему композита. При сравнении микроструктуры исходного композита и после отжига при 1100 °С заметно увеличилось количество упрочняющих фаз (см. рис. 2).

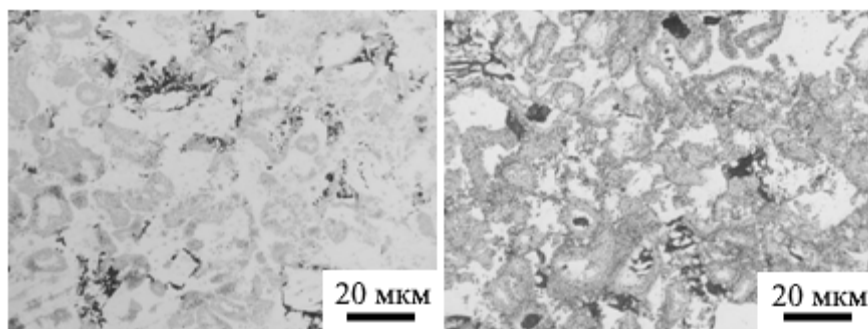


Рис. 2. Структура исходного (а) и после отжига при 1100 °С композита (б)

В результате отжига в композите происходит перераспределение остаточных напряжений в матрице. Значения остаточных напряжений в направлении приложения деформации (rad – радиальное), вдоль монолитной пластины (axel – аксиальное) и поперек пластины (tang – тангенциальное) (см. таблица 1 и рис. 3).

Таблица 1. Остаточные напряжения в композите и твердость по Роквеллу после различных температур отжига

Температура отжига		исходный	900 °С	1000 °С	1100 °С
Остаточные напряжения, кг/мм ²	rad	-63	-49	-40	-82
	axel	-73	-39	-95	-66
	tang	-42	-66	-40	-32
Твердость, HRC		61	62,5	64	63

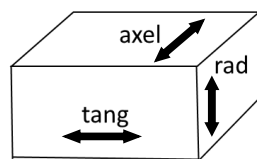


Рис.3. Направления остаточных напряжений в композите

Параметр кристаллической решетки железной матрицы α -Fe после отжига при температурах 900 и 1000 °С увеличился, а после отжига при 1100 °С практически оказался таким же, как в исходном состоянии (см. таблица 2).

Таблица 2. Параметр кристаллической решетки СВС-композита после различных температур отжига

Температура отжига	исходный	900 °С	1000 °С	1100 °С
a , Å.	2,8663	2,8676	2,8656	2,8664

Отжиг при 900 °С привел к снижению уровня остаточных напряжений, тогда как при более высоких температурах отжига произошло увеличение отдельных составляющих напряжений (аксиального при 1000 и радиального при 1100 °С). Твердость композита при отжиге увеличивается, что свидетельствует о выделении упрочняющих фаз.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме №АААА-А18-118020790145-0.

- Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов : учебное пособие. – Москва : Машиностроение-1, 2007. – С. 472.
- Мержанов А.Г. Твердопламенное горение – Черногловка: Изд-во ИСМАН, 2000. – 224 с.
- Самораспространяющийся высокотемпературный синтез /под ред. А.Е. Сычева: сборник статей. – Черногловка: Территория, 2001. – С. 432.
- Николин Б.В., Матевосян М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение №2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037.
- Структура СВС-композитов системы Fe-Ti-C-B / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Е.И. Сенаева, И.Ю. Малыгина // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т.120, №11. – С. 1174-1180.
- Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монолитных СВС-композитов / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Т.М. Быкова, Е.И. Сенаева // Обработка металлов. – 2021. – Т.23, №3. – С. 124-138.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ α - β ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы широко используются во многих областях машино- и авиастроения благодаря уникальному комплексу физико-механических свойств. При этом свойства указанных сплавов во многом определяются их микроструктурой, которая формируется в процессе деформационного и термического воздействия. Одним из перспективных подходов к решению поставленной задачи представляется деформационно-термическая обработка промышленных полуфабрикатов, включающая воздействие интенсивной пластической деформацией. Полученные этим методом объемные заготовки имеют, как правило, ультрамелкозернистую (субмикро- и нанокристаллическую) структуру (размер зерна меньше 1 и 0,1 мкм, соответственно) и могут обладать уникальным сочетанием физических и механических свойств. Однако дальнейшая их обработка может быть связана с определенными проблемами. В частности, это обусловлено низкой термической стабильностью ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, а также потерей их уникальных свойств при дальнейшей механической обработке указанных сплавов. Например, известно, что при обработке УМЗ материалов в режиме сверхпластичности, в них наблюдается релаксация внутренних напряжений, возврат деформационных дефектов и падение механических свойств, несмотря на сохранение ультрамелкозернистой структуры. В связи с этим представляет интерес поиск режимов обработки титановых сплавов в режиме сверхпластичности или близких к ним условиях, позволяющих сохранить высокие механические свойства этих сплавов, полученные после интенсивной пластической деформации.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведено исследование влияния пластической деформации α - β титановых сплавов в режиме низкотемпературной сверхпластичности или близких к ней условиях на структурно-фазовое состояние и механические свойства указанных сплавов при комнатной температуре. Было показано, что деформация ультрамелкозернистых α - β титановых сплавов в интервале температур 823-873 К и скоростях деформации порядка 10^{-2} - 10^{-3} с⁻¹ позволяет сохранить структурно-фазовое состояние и механические свойства сплавов, близкие к соответствующим до деформационной обработки. Полученные экспериментальные результаты создают хорошие предпосылки для возможности получения высокопрочных титановых изделий сложной формы в режиме сверхпластической формовки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ КЕРАМИЧЕСКОГО КАРКАСА $ZrO_2(Y_2O_3)$ С БИОПОЛИМЕРНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ОСЕВОЕ СЖАТИЕ

Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Горбатенко В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамические материалы хорошо зарекомендовали себя в качестве имплантатов в реконструктивной травматологии, онкологии, стоматологии [1-4]. Циркониевая керамика обладает высокой прочностью, стойкостью к химически-агрессивным средам и включена в реестр ISO как материал, допустимый к имплантации и остеозамещению [5]. Помимо жесткой минеральной фазы (≈ 50 мас.%) в кости содержится высокоэластичная органическая фаза (≈ 30 мас.%) и вода (≈ 20 мас.%). Каждая из трех составляющих вносит свой вклад в механическое поведение кости, однако вклад вязкоупругой органической составляющей плохо изучен. Изготовление керамических образцов с иерархически организованной поровой структурой в совокупности со значительной долей заполненного вязким составляющим, подобным коллагену, порового пространства делает полученный материал аналогом костных тканей. Имитационное моделирование деформационного поведения таких материалов позволит разработать рекомендации по созданию механически совместимых с костной тканью имплантатов и заменителей костной ткани. Механическое поведение и деформацию искусственно созданных материалов для остеоимплантатов в процессе нагружения перспективно исследовать с помощью методов цифровой корреляции изображений (DIC) [6].

Целью данной работы является исследование деформационного поведения композитного керамического материала на основе пористого каркаса из биологически инертного диоксида циркония и биополимерного наполнителя с использованием DIC при испытаниях на осевое сжатие.

Образцы изготавливали из смеси порошка диоксида циркония, стабилизированного 5,5 вес.% оксидом иттрия ($ZrO_2(Y)$), марки ЦрОИ-5,5 и органической добавки в количестве 40-60 об.% стандартными методами порошковой металлургии. Пористость полученных образцов изменялась от 30 ± 2 до 50 ± 2 об.%. В качестве биополимерного наполнителя использовали 10% водный раствор пищевого желатина П160 тип Б, ГОСТ 11293-2017 [7]. Для исследования деформационного поведения композитных образцов методами корреляции цифровых изображений в процессе нагружения сжатием боковую поверхность образцов шлифовали на алмазном круге для получения среза прямоугольной формы.

После изготовления образцы представляли собой взаимопроникающие композиты, образованные керамическим каркасом $ZrO_2(Y_2O_3)$, биополимерным наполнителем и остаточной пористостью. Количественное соотношение представлено в таблице 1.

Таблица 1. Количественное соотношение фаз и условное обозначение композитных керамик

Объем керамического каркаса ($V_{кк}$), $\pm 2\%$	Объем биополимерного наполнителя ($V_{бн}$), $\pm 2\%$	Остаточная пористость, $\pm 1\%$	Условное обозначение
70	15	15	15Gel
60	29	11	29Gel
50	44	6	44Gel

На деформационных кривых « $\sigma - \varepsilon$ » всех исследованных образцов выделяется три участка: 1 – линейный участок накопления деформации с ростом приложенного напряжения; 2 – участок, на котором наблюдается отклонение от линейного поведения до достижения максимальных значений напряжения и 3 участок, характеризующийся снижением напряжения с ростом деформации. Причем протяженность 2 и 3 участков кривых нагружения увеличивается с уменьшением объема керамического каркаса.

Сравнение механических свойств в керамиках с полимерным наполнителем и без него показало, что заполнение порового пространства биополимерным наполнителем не повлияло на предел прочности при сжатии и эффективный модуль упругости. Значения предела

прочности при сжатии (σ_c) снижаются с 300 ± 20 МПа до 10 ± 3 МПа, а эффективного модуля упругости (E_{eff}) керамики – от 41 ± 3 ГПа до $0,7 \pm 0,2$ ГПа, с уменьшением объема керамического каркаса. При этом введение в пористый керамический каркас биополимерного наполнителя существенно увеличивает предельную деформацию до разрушения. В образцах с объемом керамического каркаса 50% предельная деформация до разрушения (ε) увеличивается с 1,5 до 2,1%, а в образцах с объемом керамического каркаса 60% с 3,5 до 6,3 %.

Распределение очагов с повышенными значениями локальных деформаций ε_{xx} по анализируемой поверхности образца 15Gel происходит однородно по всей анализируемой поверхности вплоть до разрушения, рис. 1а.

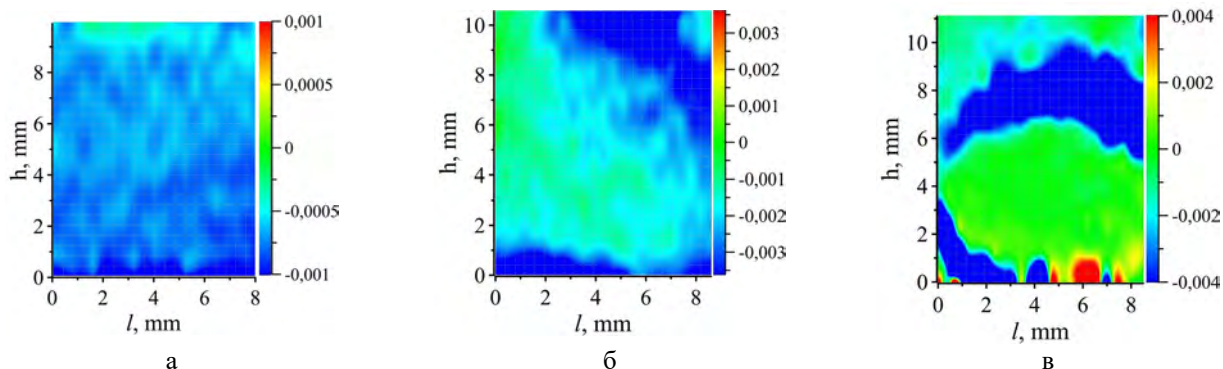


Рис. 1. Пространственно-временные картины распределения мгновенных локальных деформаций ε_{xx} в образцах композитной керамики: 15Gel (а); 29Gel (б); 44Gel (в) зафиксированные в момент максимальных напряжений на кривых « σ – ε »

В образцах с биополимерным наполнителем 29Gel локализация деформации наблюдается в виде обширных очагов в области контакта с платформами испытательной машины, рис. 1б. Так же наблюдается локализация деформации вдоль края образца. В образце композитной керамики 44Gel формирование очагов с повышенными значениями ε_{xx} фиксируется в упругой области деформационной кривой. В разный момент времени наблюдается перераспределение очагов и рост значений. Причем центральная часть образца практически не подвержена деформации. Измерение усредненного накопления локальных деформаций $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ и $\langle \varepsilon_{yy} \rangle$, в разных участках образца 15Gel, рассчитанные по полям векторов смещений анализируемых участков $\sim 2 \times 2$ мм показало, что значения накопленной деформации на всех анализируемых участках изменяются примерно одинаково. Уменьшение объема керамического каркаса образцов и увеличение в них объема, занятого биополимерным наполнителем, приводит к повышению градиента между минимальными и максимальными конечными значениями накопленных локальных деформаций $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ и $\langle \varepsilon_{yy} \rangle$.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проекты FWRW-2021-0005 и FWRW-2021-0011.

1. D.J. Curran, T.J. Fleming, M.R. Towler, et al. // J Mater Sci Mater Med. – 2010. – Vol. 21 (4). – P. 1109– 1120. – doi: 10.1007/s10856-009-3974-z.
2. Profeta A.C. // The British Journal of Oral & Maxillofacial Surgery. – 2015. – Vol. 53, – No. 8. – P. 760–762,
3. Profeta A.C., Huppa C. // Craniomaxillofacial Trauma & Reconstruction. – 2016. – Vol. 9. – No. 1. – P. 1–14,
4. Fernandes J.S., Gentile P., Pires R.A., et al. // Acta Biomaterialia. – 2017. – Vol. 59. – P. 2–11.
5. ИСО 13356 Имплантаты для хирургии. Керамические материалы на основе диоксида циркония тетрагональной модификации, стабилизированного оксидом иттрия (Y-TZP).
6. Grassi L., Väänänen S.P., Yavari S.A., Jurvelin J.S., et al. // J. Biomech. Eng. – 2014. – V.136(11). – P 111010. – doi.org/10.1115/1.4028415
7. ГОСТ 11293-2017 Желатин. Технические условия. – М., 2020. – 37 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ CrN/TiN, НАНЕСЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ПЛАЗМЕННО-АССИСТИРОВАННОГО ОСАЖДЕНИЯ НА МЕДЬ И БЕРИЛЛИЕВУЮ БРОНЗУ

Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Медно-бериллиевые сплавы обладают высокой прочностью, твердостью и устойчивостью к коррозии. Они широко используются в производстве электронных компонентов, авиационной и космической промышленности, а также в производстве инструментов и пружин. Нанесение тонких покрытий на поверхность медно-бериллиевых сплавов может улучшить их свойства и срок службы. В настоящее время наиболее распространенными методами нанесения многослойных покрытий на подложки из широкого класса материалов наиболее распространенными способами являются магнетронное [1] и вакуумно-дуговое напыление [2].

Целью данной работы было исследование структуры и трибологических свойств многослойных покрытий состава CrN/TiN, нанесенных на медь (C11000) и бериллиевую бронзу (C17200) вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом в газометаллической плазме разрядов низкого давления.

Покрытия наносили на установке ННВ- 6.6И1 методом вакуумно-дугового плазменно-ассистированного осаждения в вакуумной камере. Структура и толщина покрытий анализировались методами оптической микроскопии на лазерном конфокальном микроскопе «LEXTECH OLS4000» и растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе «Quanta» с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором и сканирующем электронном микроскопе «LEO EVO 50».

Исследование адгезионной прочности покрытий к подложке проводили методом скретч-тестирования на приборе «Revetest-RST» с нагрузками от 0,5 Н до 50 Н. Трибологические испытания образцов проводили на триботестере фирмы «TRIBOTechnic». Трение проводилось по схеме «шарик – диск» в условиях граничной смазки с нагрузками 5 и 10 Н. со скоростью скольжения $V = 0,1$ м/с в течение 2 часов. Шарик был изготовлен из оксида алюминия.

Исследования показали, что полученные покрытия имеют многослойную структуру с четко разделенными слоями субмикронного масштаба, которая представляет собой чередующиеся слои CrN и TiN на меди C11000 и сплаве C17200.

Общая толщина покрытий составляла ~4 мкм. В 16- слойных покрытиях на подложке сплава C17200 и подложке меди толщина слоев составляет приблизительно 250 нм, а в 32-слойном покрытии, толщина слоев составляет ~125 нм. Микротвердость CrN / TiN покрытий нанесенных на медь и бериллиевую бронзу достигала 11–12 ГПа.

Тесты на царапание показали хорошее сцепление покрытия с подложкой, разрушение покрытий на подложках из меди и бериллиевой бронзы происходило при нагрузках 10 и 20 Н соответственно. Характер изменения коэффициентов трения в зависимости от времени трибоиспытаний одинаков для покрытий на подложках из меди и медно-бериллиевого сплава. При этом с увеличением нагрузки от 5 до 10 Н коэффициенты трения снижаются от 0,1 до 0,07.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

1. Microstructural, mechanical, thermal stability and oxidation behavior of TiSiN/CrVxN multilayer coatings deposited by D.C. reactive magnetron sputtering / M. Athmani, A. Al-Rjoub, D. Cavaleiro, A. Chala, A. Cavaleiro, F. Fernandes // Surf. Coat. Technol. – 2021. – Vol. 405. – P. 126593. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2020.126593.
2. Tribological and mechanical properties of hardness-modulated TiAlSiN multilayer coatings fabricated by plasma immersion ion implantation and deposition / F. Zhao, Y. Ge, L. Wang, X. Wang // Surf. Coat. Technol. – 2020. – Vol. 402. – P. 126475. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126475.

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И CrN, НАНЕСЁННЫХ НА БЕРИЛЛИЕВУЮ БРОНЗУ, ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ С ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ И БЕЗ НЕГО

Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Бериллиевая бронза (C17200) обладает высокой прочностью, твердостью, устойчивостью к коррозии и износу, а также хорошей термической и электрической проводимостью [1]. Сплав C17200 широко используется в качестве элементов электрических контактов, однако низкая твердость и износостойкость могут привести к быстрому выходу из строя трибологических компонентов. Для повышения износостойкости используется метод вакуумно-дугового напыления, который обеспечивает хорошую адгезию покрытия к подложке [2, 3].

Целью данной работы было исследование структуры, триботехнических и электрических свойств покрытий CrN и TiN с добавлением меди, нанесенных на сплав C17200 вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом в газо-металлической плазме разрядов низкого давления.

Покрытия наносили на установке ННВ- 6.6И1 методом вакуумно-дугового плазменно-ассистированного осаждения в вакуумной камере. Структуру и фазовый состав полученных покрытий исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 6000. Морфология и толщина поверхностного слоя анализировалась методами оптической и растровой электронной микроскопии на лазерном конфокальном микроскопе «LEXTECH OLS4000» в оптическом и лазерном режимах, а также на сканирующем электронном микроскопе «Quanta» энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором.

Трибологические испытания образцов проводили по схеме «палец-диск» без смазки при переменном токе (50 Гц), при давлении $p=0,32$ МПа, скорости скольжения $v=0,05$ м/с, длина пути 1000 м. В качестве контртела использовали шарик из сплава ВК8 диаметром 6 мм.

Проведены исследования процесса трения скольжения без смазки бериллиевой бронзы без покрытия и с покрытиями TiN и CrN, при наложении электрического тока и без него. Показано, что покрытие TiN обладает более высокой износостойкостью в отсутствие электрического тока, чем бериллиевая бронза и покрытие CrN. Признаков катастрофического разрушения покрытий и трещин на дорожках трения не наблюдается. По внешним признакам следа трения можно сделать вывод, что изнашивание является коррозионно-механическим.

Наложение электрического тока плотностью более 100 А/см² приводит к снижению износостойкости бронзы без покрытия и с покрытиями, что обусловлено, дополнительным уменьшением прочностных свойств сплава в результате нагрева из-за выделения джоулева тепла и электрической эрозии, но механизм износа остался коррозионно-механическим.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

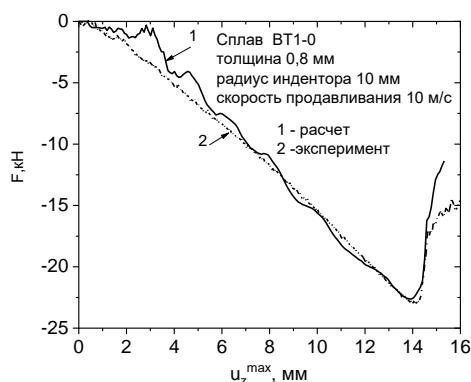
1. Microstructure of Cu–Be alloy tribooxidative wear debris / P. Scardi, M. Leoni, G. Straffelini, and G. de. Giudici // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55(7). P. 2531–2538. DOI:10.1016/j.actamat.2006.11.046.
2. Structure and tribocorrosion behavior of Ti/TiN multilayer coatings in simulated body fluid by arc ion plating / C. Zhao., Y. Zhu, Z. Yuan, and J. Li // Surface and Coatings Technology. – 2020. – Vol. 403. – P. 126399. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2020.126399.
3. Tribological and mechanical properties of multilayered TiVN/TiSiN coatings synthesized by cathodic arc evaporation / Y.-Y. Chang, H. Chang, L.-J. Zhao, C.-C. Chuang // Surf. Coat. Technol. – 2018. – Vol. 350. – P. 1071–1079. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2018.02.040.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОДАВЛИВАНИИ

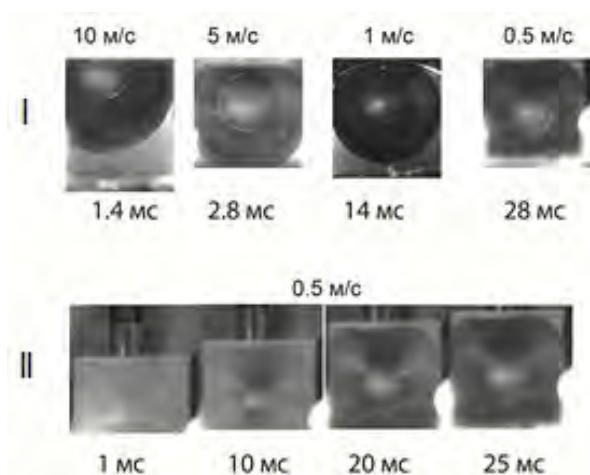
Скрипняк В.В., Иохим К.В., Скрипняк В.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Решение современных задач инженерного анализа при разработке перспективной техники для различных отраслей промышленности и медицины требует повышения точности и адекватности получаемых теоретических прогнозов механического поведения конструкционных материалов в широком диапазоне условий нагружения. Одной из актуальных проблем является повышение адекватности моделей упругопластического деформирования и разрушения титановых сплавов в условиях сложного напряженного состояния в широком диапазоне скоростей деформации. Решение данной проблемы связано с получением и использованием для калибровки моделей новых экспериментальных результатов о механическом отклике сплавов, выходящих за рамки стандартных испытаний на одноосное растяжение и сжатие. Испытания на продавливание тонких пластин из металлов и сплавов полусферическим индентором позволяют изучать механическое поведение материалов при упругопластическом деформировании в условиях сложного напряженного состояния [1-4]. В данной работе представлены результаты исследований деформации и разрушения титановых сплавов при продавливании пластин из BT1-0 (толщина 0.8 мм) и BT5-1 (толщина 1.2 мм) полусферическим пуансоном с диаметром 20 мм со скоростями от 0,5 до 10 м/с. Испытания при постоянной скорости продавливания проводились на высокоскоростном испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (Instron, High Wycombe, UK) с датчиком усилий до 50 кН. Усилия продавливания и перемещения регистрировались вплоть до разрушения образца с высоким временным разрешением. Видеорегистрация процесса продавливания и разрушения образцов со скоростью 13 000 кадров/с выполнялась с использованием видеокамеры Phantom V711 (Vision Research—АМТЕК Co., Уэйн, Нью-Джерси, США). С помощью имитационного численного моделирования процессов продавливания до разрушения образцов титановых сплавов BT1-0 и BT5-1 в диапазоне скоростей от 0,5 до 10 м/с изучены закономерности процессов деформирования, эволюции повреждений и разрушения. Изменение расчетных усилий от перемещений при продавливании образцов BT1-0 показаны на рис.1а, а кадры высокоскоростной видеорегистрации образовавшихся трещин и локализации перемещений на рис.1б.



а



б

Рис. 1. Зависимости усилий продавливания от максимального смещения образцов титанового сплава BT1-0 (а); конфигурации трещин (I) и кадры видеосъемки образца сплава BT1-0 при продавливании со скоростью 0.5 м/с (II) (б)

Методика численного моделирования, определяющие уравнения и модель повреждения ГПУ сплавов обсуждены в [1,4-6]. Численное моделирование проводилось с использованием программного обеспечения LS DYNA Solver (ANSYS WB 15.2).

Определяющие отношения были реализованы в явном решателе путем написания оригинальной подпрограммы UMAT. Расчетные напряжения и деформации ВТ5-1 в области продавливания образцов показаны на рис.2а., распределение расчетных значений эквивалентных деформаций при продавливании пластины и образовании трещин показано на рис. 2б.

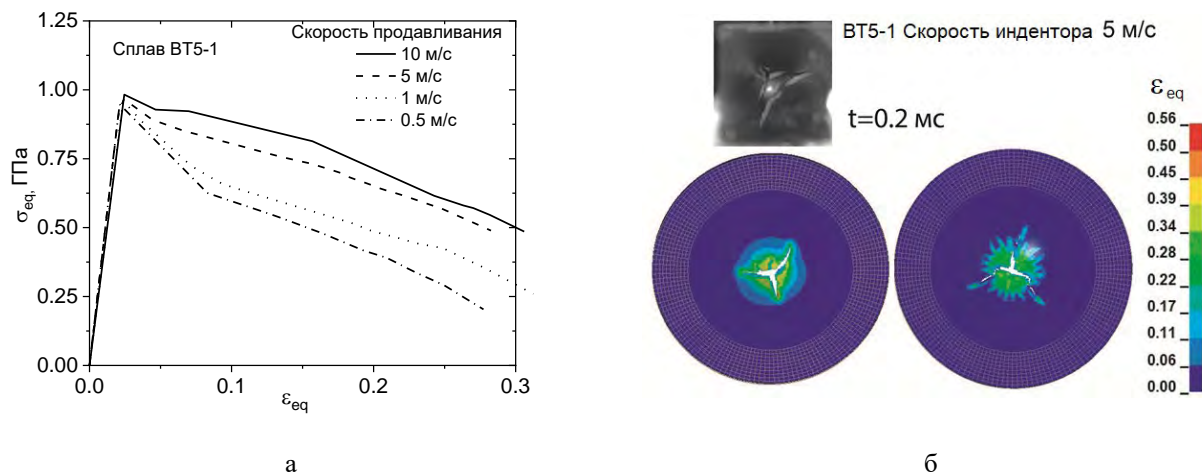


Рис. 2. Расчетные зависимости эквивалентных напряжений от эквивалентных деформаций при продавливании образцов титанового сплава ВТ5-1 полусферическим индентором (а); расчетные распределения эквивалентной деформации в зоне формирования трещин (б)

В результате выполненных исследований получены экспериментальные зависимости силы от максимального смещения при продавливания полусферическим индентором дискообразных образцов титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ5-1, а также результаты высокоскоростной видеорегистрации полей смещений u_x , u_y пластин, зарождения и развития трещин. С использованием зарегистрированных полей смещений u_x , u_y определены закономерности изменения компонент деформаций ϵ_{xx} , ϵ_{yy} от времени и смещения u_z .

В результате проведенных исследований показано, что при испытании на высокоскоростное продавливание образцов материал находится в сложном двухосном напряженном состоянии, которое изменяется с ростом величины прогиба и скорости продавливания. Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о влиянии локализации пластической деформации на закономерности образования трещин. Полученные результаты могут быть использованы для верификации определяющих зависимостей, моделей повреждения и разрушения альфа титановых сплавов и других ГПУ сплавов на основе на Zr, Вe, Hf и т. д., относящихся к единой изомеханической группе материалов [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 22-79-00162).

1. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. Hexagonal close packed (hcp) alloys under dynamic impacts // J. Appl. Phys. – 2022. – Vol. 131. – 19 p. – DOI: 10.1063/5.0085338.
2. Çakan B. G., Soyarslan C., Bargmann S., Hähner P. Experimental and computational study of ductile fracture in small punch tests // Materials. –2017. –Vol.10. –1185. – DOI:10.3390/ma10101185.
3. Dabboussi W., Nemes J.A. Modeling of ductile fracture using the dynamic punch test // Int. J. of Materio Sciro. – 2005. – Vol.47. – P. 1282–1299. – DOI:10.1016/j.ijmecsci.2005.01.015.
4. Skripnyak V.V., Iohim K.V., Skripnyak V.A. Mechanical behavior of titanium alloys at moderate strain rates characterized by the punch test technique // Materials. –2022. –Vol.16. –P. 416-1–416-15. DOI: 10.3390/ma16010416.
5. Bai, Y., Wierzbicki, T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. Int. J. of Plast. –2008. –Vol. 24.– P.1071 – 1096. – DOI:10.1016/j.ijplas.2007.09.004.
6. Martínez-Pañeda, E., Cuesta, I. I., Peñuelas, I., Díaz, A., Alegre, J. M. Damage modeling in small punch test specimens // Theoret. and Appl. Fract. Mech. – 2016. – Vol.86. – P. 51 – 60. – DOI:10.1016/j.tafmec.2016.09.002.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМА ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА САМООРГАНИЗОВАННОГО ПОВЕДЕНИЯ АНСАМБЛЕЙ МЕЗОДЕФЕКТОВ

¹Соколов М.А., ²Симонов М.Ю., ¹Чудинов В.В., ¹Оборин В.А.,

¹Уваров С.В., ¹Наймарк О.Б.

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В данной работе изучается один из механизмов локализации пластической деформации обусловленный структурными переходами в ансамблях дефектов мезоуровня при различных видах нагружения [1].

Проводилось исследование механизма локализации пластического сдвига при динамическом нагружении на установке Гопкинсона – Кольского образцов обеспечивающих реализацию плоского деформированного состояния [2], рис.1а, образцов, в которых реализуется динамическое кручение, а также скошенных цилиндрических образцов [3] из сплава АМгб и при пробивании.

Температурные поля в реализованных процессах высокоскоростного деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M [4,5]. Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью для исследованных материалов и реализованных режимах нагружения, рис 1б.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов, а также данные численного моделирования [4,5], проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов и реализованных условий нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

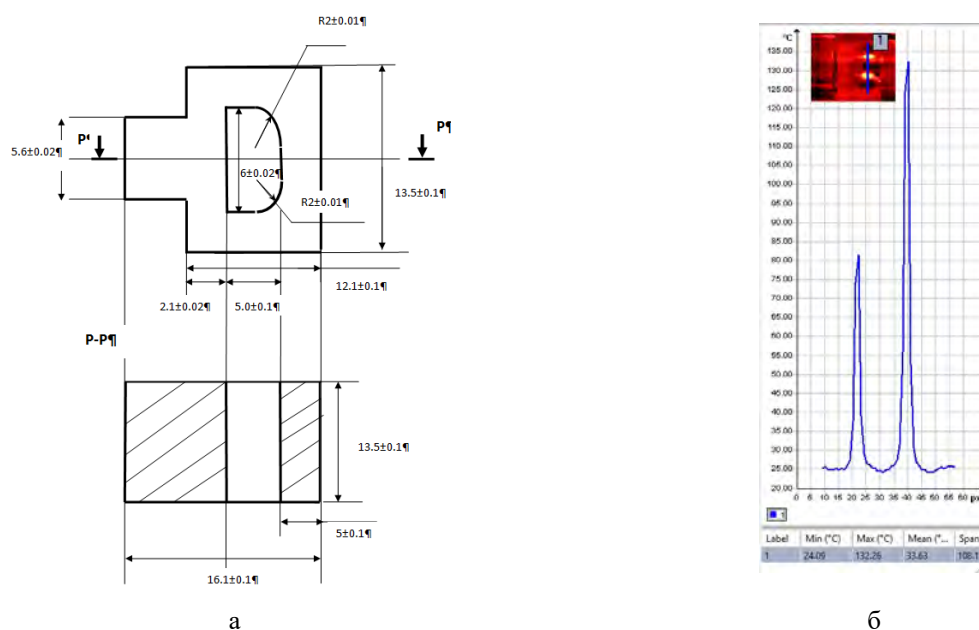


Рис. 1. Образец из сплава АМгб для изучения локализации пластической деформации (а), изображение образца из сплава АМгб в инфракрасных лучах в процессе эксперимента и зависимость температуры вдоль показанной координаты в выбранный момент времени (б)

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041).

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
2. Bagus Budiwantoro, Muhammad A. Kariem, Burhan Febrinawarta The Influence of Shear Angles on the Split Hopkinson Shear Bar Testing // International Journal of Impact Engineering. – 2022. – Vol. 149. – P. 1- 16.
3. Gianfranco D’Anna and Franco Nori Critical Dynamics of Burst Instabilities in the Portevin-Le Châtelier Effect // Physical Review Letters. – 2000. – Vol. 85, № 19. – P. 4096 – 4099.
4. Изучение разрушения локализованным сдвигом сплава АМг6 при статическом и динамическом нагружении / М.А. Сокоиков, М.Ю. Симонов, В.А. Оборин, В.В. Чудинов, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2021. –Т. 14, № 3. – С. 300-311.
5. Экспериментальное исследование локализации пластической деформации в сплаве АМг6 при различных видах динамического воздействия / М.А. Сокоиков, В.А. Оборин, В.В. Чудинов, С.В. Уваров, О.Б. Наймарк // Вестник ПНИПУ. Механика. –2021. – №3. – С. 154-162.

ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zr-Nb-H, ОБЛУЧЕННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

^{1,2}Степанова Е.Н., ^{1,2}Кругляков М.А., ²Грабовецкая Г.П., ^{2,3}Тересов А.Д.

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

В последние годы для повышения эксплуатационных характеристик металлических материалов и создания защитных покрытий используется модификация поверхности путем ее облучения импульсными электронными пучками (ИЭП). В процессе воздействия ИЭП в приповерхностных слоях материала возникают большие градиенты температур и напряжений, в результате этого происходит образование дефектов. От типа и количества тех или иных дефектов зависят механические свойства материала. Плотность и тип дефектов, образующихся при облучении в приповерхностном слое, может существенно изменить присутствие в материале водорода.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование влияния облучения ИЭП на дефектную структуру и ползучесть циркониевых сплавов системы Zr-1 мас. % Nb-H с содержанием водорода 0,0014 и 0,21 мас. % (далее сплавы Zr-1Nb и Zr-1Nb-H).

Сплав Zr-1Nb в состоянии поставки имеет поликристаллическую структуру со средним размером зерен 5 мкм. В сплаве кроме основной фазы α -Zr в небольшом количестве присутствует фаза β -Nb (твердый раствор Zr на основе Nb). Фаза β -Nb в виде частиц, размерами от нескольких десятков нанометров до нескольких микрон, присутствует в объеме и на границах зерен сплава (рис.1, а). Объемная доля фазы β -Nb, определенная стандартным методом сетки по фотографиям микроструктуры, не превышает 2 об. %.

Установлено, что облучение сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H в режиме отсутствия плавления поверхности не изменяет морфологию структуры сплавов, но приводит к увеличению микроискажений кристаллической решетки фазы α -Zr и росту плотности дислокаций и вакансий в приповерхностном слое. В результате облучения в режиме плавления поверхности в приповерхностном слое шириной 8-10 мкм сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H формируется пластинчатая $\alpha+\alpha'$ структура с поперечным размером пластин 20-300 нм. При этом в приповерхностном слое, наряду с ростом плотности дефектов, происходит растворение фазы β -Nb и формирование дефектов типа «вакансия-примесь». Присутствие водорода способствует при облучении ИЭП образованию в приповерхностном слое сплава Zr-1Nb-H простых и сложных водород-вакансионных комплексов. При этом дислокации остаются основным типом дефектов.

Облучение ИЭП в режиме без плавления поверхности несколько увеличивает скорость установившейся ползучести указанных сплавов в интервале температур 623–723 К. Облучение ИЭП в режиме плавления поверхности приводит к снижению скорости установившейся ползучести сплавов в 1,3–1,5 раза при увеличении времени до разрушения и величины деформации, достигаемой на стадии установившейся ползучести. Наличие модифицированного слоя с пластинчатой структурой приводит к повышению трещиностойкости сплава Zr-1Nb-H, что свидетельствует о повышении его сопротивления водородной хрупкости.

Значения показателя чувствительности к напряжению и эффективной энергии активации ползучести указывают на то, что деформация сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H в процессе ползучести до и после облучения ИЭП осуществляется переползанием дислокаций и контролируется объемной диффузией циркония.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 23-29-00156).

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ, МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ТЕКСТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОВОГО УМЗ СПЛАВА VT8M-1

Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Модина Ю.М., Семенова И.П.

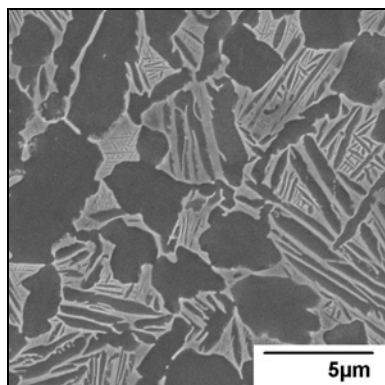
Уфимский университет науки и технологий, Уфа

В авиации одним из наиболее важных параметров является удельный вес конструкционных материалов, соответственно, титановые сплавы с их хорошим балансом удельного веса и жаропрочных свойств активно применяются в данной отрасли [1]. Работа жаропрочных титановых сплавов сопряжена с эксплуатацией в экстремальных условиях, а именно, повышенные нагрузки при температурах. Однако с развитием более мощных газотурбинных установок становится необходимым модифицирование материала с целью повышения его эксплуатационных свойств [2]. Для повышения механических характеристик титановых сплавов возможно применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД), которые приводят к измельчению структуры с возможными фазово-структурными превращениями, а также формированию определенной текстуры [3-5].

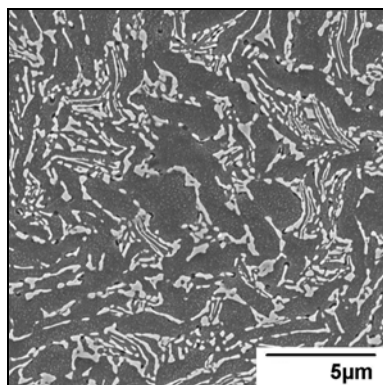
Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы вызывают большой интерес в связи с возможностью их применения в производстве. Так одной из особенностей таких материалов является повышенная деформационная способность при пониженных температурах, которая позволяет проводить низкотемпературный процесс формообразования, а также сохранить УМЗ структуру. Соответственно, целью данной работы является исследование микроструктуры, механических свойств и текстуры УМЗ титанового сплава VT8M-1.

В качестве материала исследования использовался жаропрочный титановый двухфазный ($\alpha+\beta$) сплав VT8M-1 (Ti-5.7Al-3.8Mo-1.2Zr-1.3Sn-0.15Si). Для измельчения структуры была применена ротационная ковка (РК), которая проводилась при температуре 750°C с постепенным обжатием по диаметру с 70 мм до 32 мм. Далее образцы были подвергнуты экспериментальной изотермической штамповке при температуре 750°C.

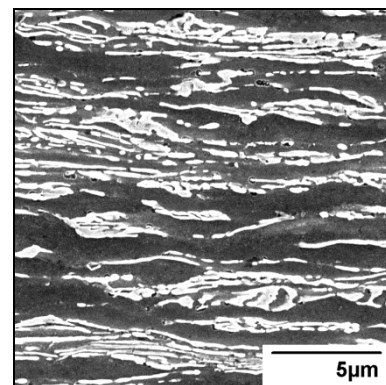
Микроструктура сплава в крупнозернистом состоянии является глобулярно-пластинчатой с α -глобулями размером ~ 3 мкм и их объемной долей около 65% (рис. 1а). После РК структура претерпевает значительные изменения: α -глобули сильно искривляются в поперечном сечении и вытягиваются вдоль оси заготовки, а большая часть пластинчатой составляющей фрагментируется и имеет средний размер 0.2 мкм (рис. 1б, в). После штамповки происходит рекристаллизация структуры и рост структурных составляющих, а также частичное размытие острой металлографической текстуры, вызванной РК (рис. 1г, д). При этом структура остается в УМЗ диапазоне: сформированные мелкие глобули в зоне пластинчатой составляющей с размером $\sim 0.4-0.5$ мкм. Также отмечено, что первичная α -фаза после штамповки становится менее различимой в структуре (рис. 1г), тем самым общая структура сплава становится более однородной, однако, в продольном сечении вытянутость первичной α -фазы сохраняется.



а



б



в

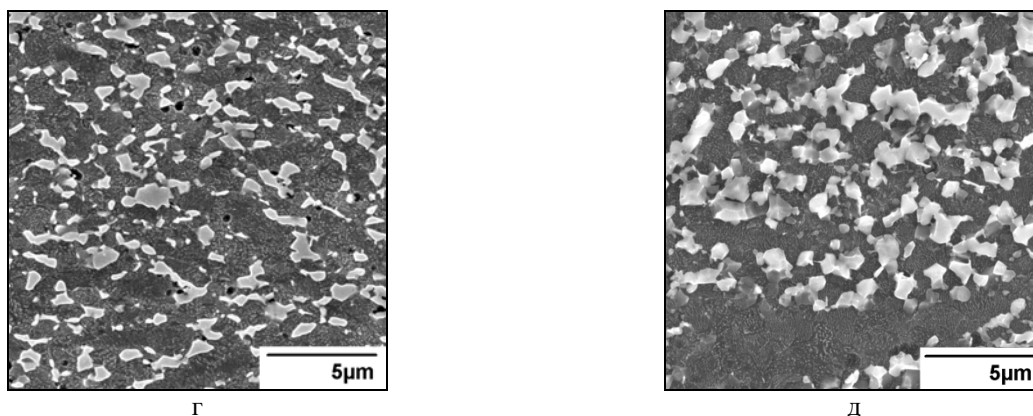


Рис. 1. Микроструктура сплава VT8M-1 в крупнозернистом состоянии (а), после РК в поперечном (б) и продольном (в) сечениях, после РК+штамповка в поперечном (г) и продольном (д) сечениях

Механические испытания для КЗ состояния показывают предел прочности 1020 МПа, предел текучести 950 МПа и пластичность $\sim 15\%$. После РК прочность повышается на 20-25%. Дополнительная деформация в виде штамповки приводит к частичному разупрочнению до 1150-1200 МПа по пределу прочности и текучести.

По результатам данного исследования было показано, что деформация методом ротационнойковки приводит к измельчению структуры сплава VT8M-1. Пластины α и β фаз подвергаются фрагментации и глобуляризации. Первичная α -фаза достаточно сильно формоизменяется, однако сохраняет свою целостность. После экспериментальной штамповки полученного УМЗ материала происходит рекристаллизация структуры и рост структурных составляющих. Это приводит к тому, что структура сплава становится более однородной, а сформированные глобулярные частицы увеличиваются в размерах в 2 раза. Механические свойства на растяжение также показывают более высокие прочностные значения для сплава VT8M-1 после РК и РК+штамповка по сравнению со сплавом с крупнозернистой структурой. Также влияние металлографической и кристаллографической текстур на механические свойства обсуждается. Полученные результаты показывают перспективность применения ультрамелкозернистых материалов в производстве авиационных деталей и конструкций.

Работа выполнена в рамках гранта РФФ 21-79-10167.

1. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications. – Weinheim: Wiley-VCH Verlag, GmbH, 2003. – 513 pp.
2. Жаропрочные титановые сплавы / В.Г. Анташев, Н.А. Ночовная, Т.В. Павлова, В.И. Иванов // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2007. – № 3. – С. 1-7.
3. Valiev R.Z. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties // Nat. Mater. –2004. – Vol. 3. – P. 511-516. – <https://doi.org/10.1038/nmat1180>.
4. Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев. Р.З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения // Российские Нанотехнологии. – 2014. – Т. 9. – № 5-6. – С. 84-95.
5. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J., Meyers M.A., Mishra A., Benson. D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Prog Mater Sci. – 2006. – Vol. 51. – P. 427-556. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2005.08.003.

СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGa(B)

Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время большой практический интерес представляют ферромагнитные сплавы Гейслера на основе NiFeGa, испытывающие термоупругие мартенситные превращения (МП), в качестве силовых приводов, датчиков, а также твердотельных холодильников, работающих на основе эластокалорического эффекта (ЭКЭ). Монокристаллы сплава NiFeGa обладают широким рабочим интервалом проявления ЭКЭ до 9,8 К в широком температурном интервале сверхэластичности (СЭ) до 190–200 К [1]. Однако получение и обработка монокристаллических образцов является трудоемким и затратным процессом. Поэтому для того, чтобы избежать в поликристаллах хрупкого разрушения по границам зерен необходима модификация границ зерен. Одним из таких способов является микролегирование бором, позволяющее создавать в поликристаллах эффективное упрочнение границ зерен и уменьшать размеры зерен [2]. В связи с этим цель данной работы заключается в исследовании эффекта СЭ и величины ЭКЭ в поликристаллах сплава NiFeGa, микролегированного бором.

Исследования проводились на поликристаллах сплава Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇B_{0,3}, полученных методом дуговой плавки в атмосфере аргона с последующей кристаллизацией в виде цилиндров с диаметром до $d \approx 10$ мм, вдоль и перпендикулярно оси кристаллизации. Величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при проявлении ЭКЭ определялась измерением температуры образца за счет обратного эндотермического МП в адиабатических условиях в температурном интервале проявления СЭ. Температуры прямого и обратного МП определялись методом дифференциальной сканирующей калориметрии и равны $M_s = 245$ К, $M_f = 238$ К, $A_s = 251$ К, $A_f = 259$ К.

При исследовании СЭ перпендикулярно оси кристаллизации кристалла при температуре $T = 298$ К $> A_f$ при заданной деформации 3,5 % критические напряжения образования мартенсита $\sigma_{кр}$ равны 379 МПа, также наблюдается необратимая деформация до 0,7 %. При этом величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при исследовании ЭКЭ достигает 2,3 К. С ростом заданной деформации до 6 % необратимая деформация составляет 1,9 %, величина ΔT_{ad} при этом достигает 3 К.

Экспериментально показано, что вдоль оси кристаллизации поликристалла при заданной деформации 3,5 % критические напряжения $\sigma_{кр}$ равны 240 МПа, необратимая деформация составляет 0,8 %. Величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при исследовании ЭКЭ составляет 1,2 К. С ростом заданной деформации до 6 % необратимая деформация увеличивается до 1,6 %, значения адиабатического охлаждения ΔT_{ad} достигают 4,4 К. Однако при последующих пяти циклах при заданной деформации 6 % наблюдается стабильность параметров СЭ, и соответственно, ЭКЭ с величиной $\Delta T_{ad} = 4,4$ К, что является необходимым критерием для практического применения данных сплавов. В отличие от поликристаллов NiFeGa на сплавах NiFeGaB нет растрескивания по границам зерен.

Таким образом, установлено, что наиболее эффективным для проявления СЭ и ЭКЭ являются поликристаллы вдоль оси кристаллизации. Экспериментально показано, что в поликристаллах NiFeGaB сформирована текстура вдоль [001], которая является оптимальным для наблюдения СЭ.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-19-00150

1. Li Y., Zhao D., Liu J. Giant and reversible room-temperature elastocaloric effect in a single-crystalline Ni-Fe-Ga magnetic shape memory alloy. // Sci. Rep. – 2016. – Vol. 6. – P. 25500. – DOI: 10.1038/srep25500.
2. Enhanced cyclability of elastocaloric effect in boron-microalloyed Ni-Mn-In magnetic shape memory alloys / Z. Yang, D.Y. Cong, X.M. Sun, Z.H. Nie, Y.D. Wang // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 127. – P. 33–42. – DOI:10.1016/j.actamat.2017.01.025.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ И ЕЕ РОЛЬ В УПРОЧНЕНИИ МАТЕРИАЛА

¹Тришкина Л.И., ^{1,2}Черкасова Т.В., ¹Клопотов А.А., ³Потекаев А.И.,

³Бородин В.И., ¹Лоскутов О.М.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе проведен сравнительный анализ количественных параметров дислокационной ячеистой субструктуры на сплавах Cu-Mn и Cu-Al после деформации с использованием метода просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ). Исследовалось влияния размера зерен, температуры испытания на параметры ячеистой дислокационной субструктуры (ДСС).

Ячеистая ДСС формируется в малоконцентрированных твердых растворах до 0.2...8 ат.%. Ячеистая дислокационная субструктура (ДСС) является типичным двухкомпонентным дислокационным образованием [1, 2].

Характерной чертой ячеистой ДСС является чередование плотных участков, которые являются стенками ячеек, и неплотных образований дислокаций между этими стенками и это образование носит название ячейки. Плотность дислокаций внутри ячеек может изменяться в широких интервалах: пространство внутри ячейки может быть почти свободными от дислокаций или содержать небольшое количество дислокаций. Исследования ячеистой ДСС в основном выполнено на монокристаллах, а эффекты поликристаллизма в данной субструктуре не рассматривались. Размер зерен в поликристаллах играют существенную роль в формировании разного типа субструктур, в частности ячеистой. Температура деформации оказывает влияние на формирование и эволюцию ДСС, а также на ее параметры.

В работе были проведены структурные исследования с целью установить влияние размера зерен, степени деформации и температуры испытания на формирование и развитие ячеистой субструктуры в сплавах Cu-Mn и Cu-Al. Выявить основные факторы, которые ответственны за упрочнение, вносимые ячеистой дислокационной субструктурой.

Объектом исследования были взяты сплавы систем медь-алюминий и медь-марганец с содержанием второго элемента (0.2, 0.4, 0.6, 2, 4, 5 и 6 ат.% Al, Mn). Специальные режимы термообработки позволили получить сплавы с интервалом размера зерен 20.... 240 мкм. Деформация – растяжение ($\epsilon_{ист} = 0,02-0,60$). Интервал исследованных температур 293...673К. Дислокационную структуру изучали с помощью электронных микроскопов ЭМВ-100 АК и Tesla BS-540. Были измерены параметры дислокационной структуры: средняя скалярная плотность дислокаций $\langle \rho \rangle$, плотность дислокаций в стенках ячеек $\rho_{ст}$ и внутри ячеек $\rho_{вн}$, размер ячеек D и ширину их стенок h . Данные измерения были выполнены в зависимости от степени деформации и температуры испытания при разных размерах зерен. Методика измерения средней скалярной плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$, плотности дислокаций в стенках ячеек $\rho_{ст}$ и внутри ячеек $\rho_{вн}$, ячеек D и ширину их стенок h приведена в методическом указании [3].

С ростом деформации в исследуемых твердых растворах $\langle \rho \rangle$ и $\rho_{ст}$ возрастают, а $\rho_{вн}$ уменьшается при фиксированных значениях размеров зерен. Дислокации под действием напряжения уходят из тела ячейки в ее стенки. Ячеистая ДСС зарождается при небольших деформациях ($\epsilon_{ист} = 0.02...0.03$) и развивается до степени деформации $\epsilon_{ист} \approx 0.60$. Следует отметить, что при небольших степенях деформации не все ячейки замкнуты, полностью формирования классической ячеистой ДСС наблюдается после деформации ($\epsilon_{ист} = 0.05..0.10$). При небольших деформациях отношение $\rho_{ст} / \rho_{вн}$ отличается порядка двух раз, а при деформации $\epsilon_{ист} = 0.50$ – возрастает до 10-15.

С увеличением степени деформации размер ячеек убывает, а ширина стенок возрастает. Известно три варианта такого поведения D и h от степени пластической деформации.

Изменение h ведет себя разнообразно: величина h убывает с деформацией, остается практически постоянной и увеличивается с деформацией. В исследованных сплавах при небольших концентрациях второго элемента реализуется третий вариант поведения: D уменьшаются, а h увеличивается с деформацией.

Рассмотрим влияние температуры деформации. Температура деформации является одним из важных факторов, который может заметно влиять на количественные параметры дислокационной структуры. При фиксированной степени деформации средняя скалярная плотность дислокаций, плотность дислокаций в стенках ячеек возрастает с ростом температуры испытания в сплаве $\text{Cu} + 5 \text{ ат. \% Al}$, а в сплаве $\text{Cu} + 5 \text{ ат. \% Mn}$ плотность дислокаций $\rho_{\text{ст}}$ убывает с ростом температуры. Можно предположить, что поведение сплава $\text{Cu} + 5 \text{ ат \% Al}$ во многом может быть обусловлено температурной зависимостью энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в этом сплаве. Средняя скалярная плотность дислокаций увеличивается при всех исследованных размерах зерен с ростом степени деформации. Уменьшении размера зерна приводит к увеличению $\langle \rho \rangle$. Этот факт отражает типичный эффект мезоуровня. Плотность дислокаций в стенках ячеек с увеличением размера зерна уменьшается как в сплаве с алюминием, так и в сплаве с марганцем. Что касается плотности дислокаций внутри ячеек, то она слабо зависит от размера зерна.

Экспериментально измерены важные параметры, которые характеризуют ячеистую ДСС. Твердорастворное упрочнение выше в сплавах Cu-Al , чем в сплавах Cu-Mn . Этот факт обусловлен размерным эффектом.

Экспериментально установлены зависимости параметров ячеистой ДСС от размера зерна и температуры деформации и новые закономерности субструктурных превращений, протекающих в ходе эволюции ячеистой ДСС при деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Закономерности формирования и эволюции ячеистой дислокационной субструктуры ГЦК металлов и однофазных твердых растворов и их количественная оценка / Н.А. Конева, Д.В. Лычагин., В.А. Старенченко Э.В. Козлов // Деформация и разрушение материалов. – 2006. – №9. – С.24-32.
2. Козлов Э. В., Конева Н.А., Тришкина Л. И. Параметры порядка в ячеистых дислокационных субструктурах и проблемы самоорганизации. // Изв. АН. Серия физическая. – 2004 – Т. 68, №5. – С. 633–637.
3. Дислокационная структура и дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. / Н.А. Конева, Т.В. Черкасова, Л.И. Тришкина, Н.А. Попова, В.Е. Громов, К.В. Аксенова –Новокузнецк: СибГИУ, 2019. 136 с.

ОЦК→ГПУ→ОЦК ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В ОЦК СПЛАВАХ

^{1,2}Тюменцев А.Н., ^{1,2}Дитенберг И.А., ³Чернов В.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара (ОАО «ВНИИНМ»), Москва

Обобщены результаты исследования закономерностей структурных превращений, механизмов деформации и разрушения в никелиде титана и ОЦК сплавах на основе V и Mo-Re в условиях активизации в них обратимых (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений в условиях деформации прокаткой в состояниях сверхвысокой технологической пластичности, кручения на наковальнях Бриджмена и испытаний на ударную вязкость. Важной особенностью механизма ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений является его активизация одновременно на мезо- и нано-масштабном уровнях деформации - в нано-объемах размерами несколько нанометров. Показана возможность следующих вариантов таких превращений:

- изменение системы обратного превращения путем 60-градусных поворотов направления однородной деформации превращения;
- активизация процессов квазивязкого массопереноса в полях высоких локальных градиентов давления.

Реализация первого из этих вариантов приводит к формированию нано-объемов и мезополос переориентации с большеугловыми (десятки градусов) границами; второго – к нано-объемам с малоугловыми непрерывными разориентировками и высокой (сотни град/мкм) упругой кривизной кристаллической решетки. Предполагается, что указанные выше нано-объемы могут выступать в качестве потенциальных носителей деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений. Среди ее наиболее важных особенностей выделим следующие:

- единственной модой такой деформации является однородная деформация превращения - деформация сжатия - растяжения типа деформации Бейна;
- при анализе ее закономерностей, в отличие от традиционных подходов теории дислокационной пластичности и мартенситных превращений сдвигового типа, необходимо учитывать диагональные компоненты тензора напряжений;
- дефекты микроструктуры типа дислокаций или границ разориентации как для однородной деформации превращения, так и для квазивязкого массопереноса, не являются сколько-нибудь эффективными препятствиями.

В основе активизации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений как новой не дислокационной моды деформации лежит явление фазовой нестабильности ОЦК кристалла в полях высоких локальных напряжений плюс высокие локальные градиенты наномасштабного уровня. Указанные выше превращения (как прямые, так и обратные) могут осуществляться в условиях термодинамического выигрыша с локальным (в зоне превращения) снижением энергии в области превращений. Это приводит к интенсивному разупрочнению материала и высоким скоростям деформации и релаксации высокодефектных субструктур, деформирующих и локальных внутренних напряжений.

Указанные выше особенности обеспечивают новые возможности модификации микроструктуры и физико-механических свойств материалов. Среди них:

- получение в TiNi сплавах в процессе пластической деформации кручением под давлением нанокристаллических структур с размерами нанозерен в несколько межатомных расстояний;
- сверхвысокая технологическая пластичность никелида титана и сплавов на основе Mo-Re и ванадия;
- предотвращение хладноломкости ванадиевых сплавов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW-2021-0008.

О ПРИРОДЕ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНЫХ 9% Cr СТАЛЯХ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Основное направление развития энергетического машиностроения заключается в увеличении коэффициента полезного действия до 45% энергоблоков тепловых электростанций, работающих на угле, за счет увеличения температуры сгорания твердого топлива. Это обеспечивает не только высокий КПД, но и снижение количества вредных выбросов в окружающую среду. В качестве перспективного материала для изготовления элементов энергоблоков нового поколения выступают высокохромистые стали мартенситного класса. Термическая обработка таких сталей обычно состоит из нормализации с последующим отпуском, что приводит к формированию структуры отпущенного мартенсита со строгой иерархической неравновесной структурой вследствие высокой плотности дислокаций. Закрепление дислокационной структуры и малоугловых границ мартенситных реек осуществляется карбидами Cr_{23}C_6 , выделяющимися по границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и мартенситных реек, и нанодисперсными карбонитридами VX и/или NbX , где X – углерод, азот или их комбинация, равномерно распределенными по матрице. Такая структура обеспечивает высокое сопротивление ползучести, пока сохраняются пороговые напряжения. Снижение пороговых напряжений приводит к появлению перелома на кривой длительной прочности и кривой зависимости «Минимальная скорость ползучести v_s Приложенное напряжение». Появление этого перелома затрудняет прогнозирование предела длительной прочности при долговременной ползучести по результатам испытаний в режимах кратковременной ползучести. Целью настоящей работы является выявить природу пороговых напряжений в 9% Cr сталях мартенситного класса с различным легированием.

В работе были исследованы 4 плавки 9-10%Cr сталей, различающихся по содержанию легирующих элементов. Термическая обработка исследуемых сталей включала в себя нормализацию с последующим отпуском. Испытания на ползучесть до разрушения и минимальной скорости ползучести при температуре 650°C и приложенных напряжениях от 200 до 100 МПа были проведены на плоских образцах с поперечным сечением $7 \times 3 \text{ мм}^2$ и длиной рабочей части 25 мм с использованием машины рычажного типа АТС2330 в соответствии с ГОСТ 3248-81. Микроструктурные исследования были проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM JEOL-2100, оснащенного приставкой для энергодисперсионного анализа, и растрового электронного микроскопа Quanta 600 3D, оснащенного приставкой для EBSD (Electron backscatter diffraction) анализа.

Пороговые напряжения были оценены по зависимости «Минимальная скорость ползучести v_s Приложенное напряжение» методом простой экстраполяции кривой до оси абсцисс, соответствующей минимальной скорости ползучести $E-11 \text{ с}^{-1}$ по оси ординат. Пороговые напряжения в 9% Cr сталях производятся неоднородно распределенными дислокациями и частицами вторичных фаз, расположенными только по малоугловым границам мартенситных реек. Внутренние сдвиговые напряжения, вызванные неоднородным распределением дислокаций в материале, оценивали с использованием модифицированного уравнения Тейлора:

$$\tau_{\text{dislocation}} = \sqrt{3\alpha G b \sqrt{\rho + \rho^*}}$$

где α – поликристаллическая константа (0.38), G – модуль сдвига (6.4 ГПа при 650°C), b – вектор Бюргерса ($2.48 \times 10^{-10} \text{ м}$, предполагая, что все дислокации в стали имеют вектор Бюргерса типа $1/2(111)$), и ρ – плотность свободных дислокаций (м^{-2}), ρ^* – плотность дислокаций внутри реечных границ, которая была оценена через соотношение протяженности реечных границ к площади съемки S_v и среднего угла реечной малоугловой границы θ от 2 до 5°:

$$\rho^* = 1.5Sv\theta/b$$

Карбиды $M_{23}C_6$ и фазы Лавеса, расположенные по малоугловым границам мартенситных реек, являются источниками как сдерживающих сил Зинера, так и источниками пороговых сдвиговых напряжений, действуя через отрыв дислокаций от взаимодействующих частиц после завершения переползания:

$$\tau_d = Gb\sqrt{1 - K^2/\lambda}$$

где G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, K – релаксационный коэффициент от 0 до 1, показывающий степень взаимодействия дислокации и частицы, и λ – расстояние между частицами вдоль малоугловых границ, которое было оценено через плотность частиц по МУГ β и ширину мартенситных реек D , как

$$\lambda = 0.5\left(\frac{2\beta}{D}\right)^{-1/2}$$

Величина порогового сдвигового напряжения от $M_{23}C_6$ карбидов и фаз Лавеса, расположенных вдоль малоугловых границ, а также MX карбонитридов была рассчитана как суперпозиция

$$\Sigma \tau_d(\text{particles}) = \sqrt{\tau_d^2(M_{23}C_6) + \tau_d^2(Laves) + \tau_d^2(MX)} \text{ при } K=0.85.$$

В свою очередь, суперпозиция пороговых напряжений от дислокаций и частиц $\Sigma \tau_{back\ stress} = \sqrt{\tau^2(dislocation) + \tau_d^2(particles)}$ обеспечивало наилучшее совпадение между рассчитанными значениями и экспериментальным значением порогового сдвигового напряжения, оцененного из кривых ползучести.

Несмотря на различия в содержании W, Re, V и N в химическом составе исследованных сталей, что привело к различию в дисперсности вторичных фаз, уровень пороговых напряжений сдвига от вторичных частиц был одинаковым для обеих сталей в области высоких приложенных напряжений. Реечная структура отпущенного мартенсита с малой толщиной реек и высокой плотностью дислокаций внутри мартенситных реек, стабилизированная мелкими карбидами $M_{23}C_6$ и фазой Лавеса по малоугловым границам, а также карбонитридами MX внутри мартенситных реек в 9% Cr стали создают эффективные обратные напряжения, устойчивые к деформации ползучести. При сохранении такой структуры на установившейся стадии ползучести сталь демонстрирует высокое значение показателя «кажущегося» напряжения.

В области низких приложенных напряжений обнаружено снижение пороговых напряжений, оцененных по кривым ползучести. Структуры сталей на установившейся стадии ползучести в области низких приложенных напряжений состояли из крупных субзерен феррита с малой плотностью дислокаций и укрупненных частиц, которые редко располагались на границах субзерен. Основное отличие исследованных сталей в области малых напряжений заключалось в том, что дисперсия карбидов $M_{23}(C,V)_6$, расположенных на малоугловых границах, сохраняла свой мелкий размер в 9% Cr сталях с содержанием бора 0,01 вес.%, что обеспечило более высокое значение порогового напряжения в этой области.

Таким образом, перелом на кривой длительной прочности и изменение в «кажущемся» показателе степени в уравнении пластической деформации при ползучести n^* обусловлены эволюцией дислокационной структуры и наноразмерных дисперсоидов, располагающихся на границах мартенситных реек и являющимися источниками пороговых сдвиговых напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 19-73-10089-П с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ". ЦКП "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" выражает благодарность Министерству науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0030).

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ОТ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ДО ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ

Хон Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что пластическое течение материалов протекает локализованным образом на всех стадиях процесса деформирования. Образующиеся при пластическом течении среды бегущие или стационарные деформационные фронты образуют паттерн локализованной деформации, которому соответствуют различные автоволновые моды [1]. Все эти особенности последовательно возникают на фоне неупорядоченных (хаотических) короткоживущих распределений необратимых смещений. Несмотря на большой объем проведенных экспериментальных исследований на различных материалах, условия и механизмы формирования таких пространственно-временных структур в деформируемых средах до сих пор остаются дискуссионными. Признано лишь, что пластически деформируемую среду следует рассматривать как нелинейную неравновесную систему. Возникает естественный вопрос о факторах, определяющих локализацию пластической деформации на макроскопических масштабах, условиях зарождения и развития подвижных и неподвижных полос пластического течения. Для этого требуется построить теорию макроскопической пластической деформации, в которую входят измеряемые величины: величина деформации, деформирующее напряжение, коэффициент деформационного упрочнения. Модель деформируемой среды была достаточно простой, чтобы понять и описать особенности протекающих процессов, не прибегая к трудоемким вычислениям с использованием мощной вычислительной техники.

Такая модель макроскопического пластического течения и полученные на ее основе результаты изложены в докладе. Во-первых, независимо от механизмов пластического течения рассматриваются только две коллективные моды деформации: упругая, определяемая колебательными степенями свободы, и пластическая, определяемая смещениями носителей неупругой/необратимой деформации. Две коллективные моды деформации определяются двумя динамическими параметрами порядка – амплитудами неустойчивых мод с характерными длинами и временами изменения. Во-вторых, возбуждаются те динамические параметры порядка, которые сопровождаются понижением потенциальной энергии деформируемой среды. В-третьих, эволюция деформируемой среды описывается двумя связанными нелинейными уравнениями параболического типа для динамических параметров порядка. Полученные уравнения типичны для систем, в которых процессы самоорганизации проявляются в виде автоволн и автосолитонов. Решениям уравнений соответствуют наблюдаемые экспериментально паттерны локализованной пластичности на всех стадиях деформационного упрочнения. Тип реализующегося паттерна и его свойства определяется коэффициентом деформационного упрочнения, соотношениями между характерными временами и длинами изменения динамических параметров порядка.

На основе анализа полученных результатов дан ответ на вопрос о физических причинах и механизмах локализации деформации на всех стадиях пластического течения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

1. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть I. Качественные и количественные закономерности// Физическая мезомеханика. – 2021. – Т. 24 (6). – С. 5-14.

МОДЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ СУБСТРУКТУР

^{1,2}Черепанов Д.Н., ¹Соловьева Ю.В., ¹Вовнова И.Г., ¹Старенченко В.А.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Хорошо известно, что эксплуатационные и технологические свойства металлических материалов определяются их внутренней субструктурой, которая может изменяться под деформирующими воздействиями на всех стадиях изготовления и применения продукции металлургии. Эти субструктуры хорошо классифицированы и изучены как теоретически, так и экспериментально, однако в изучении процессов формирования и эволюции субструктур всё ещё остаются значительные пробелы, как правило, связанные с трудностями экспериментального определения свойств потоков точечных дефектов, воздействием которых можно объяснить такие процессы, как аннигиляция краевых дислокационных сегментов и аккомодация напряжений от дислокационных скоплений, образующихся на границах зон сдвига при активации дислокационных источников.

Несмотря на то, что основной механизм генерации точечных дефектов – волочение порогов винтовыми сегментами расширяющихся дислокационных петель давно теоретически изучен для чистых металлов с высокой энергией дефекта упаковки, остаются вопросы о влиянии энергии дефекта упаковки на движение порогов и интенсивность генерации точечных дефектов, а также на переползание краевых сегментов, способствующее аннигиляции дислокаций, и, определяющее скорость диффузионной деформации.

Детальное исследование процессов воздействия точечных дефектов на эволюцию субструктур возможно лишь на основе хорошо верифицированной экспериментальными данными и обоснованной теоретически математической модели кинетики деформационных дефектов. В работах [1, 2, 3] предложена необходимая математическая модель пластической деформации и упрочнения чистых ГЦК - металлов с высокой энергией дефекта упаковки, претендующая на основу для заявленных исследований. Модель основана на концепции упрочнений и отдыха, использует все достижения теоретической мысли относительно взаимодействия дефектов кристаллического строения и их самоорганизации в деформационные субструктуры, она качественно и до некоторой степени количественно позволяет воспроизвести известные экспериментальные данные, полученные многими исследователями для характеристик дефектов и субструктур вплоть до стадии фрагментации. В настоящее время проводится модификация модели с целью включить в рассмотрение плотность высокоугловых границ разориентировки и получить закономерности эволюции зёрненной субструктуры вплоть до наноразмерной субструктуры [4, 5].

В представленной работе приведены основные результаты моделирования и их интерпретация с уклоном в изучение влияния точечных дефектов на процессы эволюции деформационной внутренней структуры материала, рассматриваемой как набор субструктур, каждая из которых формируется в определённое время, достигает вершины своей эволюции и фиксируется экспериментально, а затем становится менее заметной и даже малозаметной на фоне следующей формирующейся субструктуры.

На рис. 1 представлены зависимости концентраций точечных дефектов от степени сдвиговой деформации в логарифмической шкале. На второй стадии деформирования в случае монокристалла ориентированного для максимально множественного скольжения наблюдается быстрый рост концентраций, затем после достижения максимальных значений, вследствие интенсификации процессов взаимодействия с краевыми дислокационными сегментами, интенсивность накопления точечных дефектов снижается и в дальнейшем зависит от эволюции плотности сдвигообразующих дислокаций, испускаемых дислокационными источниками в виде дислокационных петель, определённые части которых имеет краевую ориентацию.

Необходимо отметить, что в эволюции от хаотической дислокационной структуры к

фрагментированной структуре точечные дефекты проявляют себя, главным образом, при перестроении дислокационных скоплений краевых сегментов в малоугловые дислокационные стенки наклона, а влияние на формирование зёрненной субструктуры является опосредованным. Процесс формирования зёрненной субструктуры является завершающим этапом процесса формирования высокоугловых границ разориентировки, которые возникают вследствие перестроения скоплений малоугловых стенок наклона, заполняют объём материала, окружают области материала и, в конечном итоге, идентифицируются как границы зёрен.

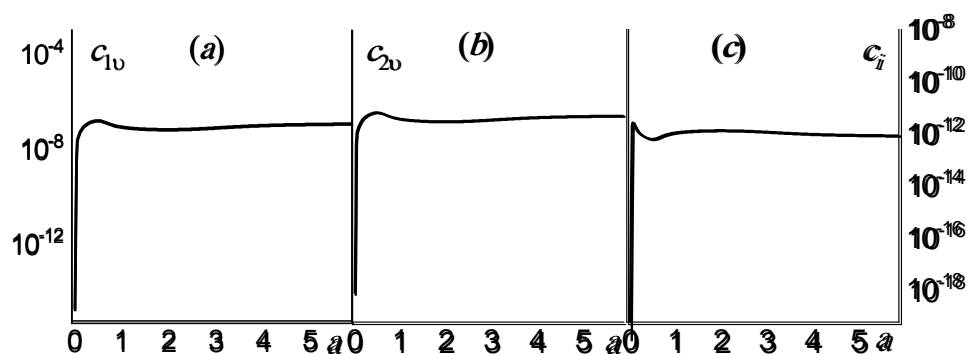


Рис. 1. Зависимость концентраций точечных дефектов от степени сдвиговой деформации: вакансий (а), бивакансий (b), межузлий (с)

Таким образом, с нашей точки зрения, точечные дефекты так или иначе оказывают решающее или опосредованное влияние на формирование и эволюцию деформационных субструктур.

Теоретические исследования в области направленного поиска способов получения деформационных субструктур, качественно влияющих на производственные затраты металлургии и эксплуатационные затраты предприятий, использующих продукцию металлургии, крайне необходимы сейчас и останутся необходимыми в будущем.

Предлагаемые направления исследований по выявлению механизмов формирования и эволюции деформационных субструктур являются актуальными, а предложенный подход к построению математической модели формирования зёрненной субструктуры является новым.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Selivanikova O.V. Modeling of plastic deformation of crystalline materials on the basis of the concept of hardening and recovery // Russian Physics Journal. – 2014. – Vol. 57, Issue 2. – P. 139–151.
2. Generation and accumulation of point defects in FCC single crystals upon plastic strain / V.A. Starenchenko., D.N.Cherepanov, Y.V. Solov'eva, L.E. Popov // Russian Physics Journal. – 2009. – Vol. 52, № 4. – P. 398–410.
3. Черепанов Д.Н., Старенченко В.А., Селиваникова О.В. Генерация межузельных атомов в монокристаллах с ГЦК - структурой // Изв. ВУЗов. Физика. – 2015. – Том. 58, № 4. – С. 16–23.
4. Подвижность дислокаций и субструктурное измельчение в ГЦК монокристаллах // Материалы X Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» / Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, О.Д. Пантюхова, Д.Н. Черепанов, В.П. Пилюгин, С.В. Старенченко. – под ред. Б.Б. Страумала.- ФППК-2018, посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова, 29 октября – 2 ноября 2018 г. Черногловка, 194 с. – ISBN 978-5-6040418-0-2., с. 44.
5. Модель превращения и измельчения субструктуры металлических материалов в условиях мегапластической деформации / Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, Я.Д. Липатникова // В сборнике: Перспективные материалы и технологии Сборник материалов международного симпозиума. Под общей редакцией В.В. Рубаника. Витебск, 2019. С. 414-416.

ХЛАДНОЛОМКОСТЬ МЕТАЛЛОВ КАК СТРУКТУРНЫЙ МНОГОСТАДИЙНЫЙ ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС

Чернов В.М.

Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара (АО «ВНИИНМ»), Москва

Рассмотрена хладноломкость металлов (хрупкое разрушение при низких температурах и внешних напряжениях меньше пределов текучести) в условиях «до – в процессе – после» облучения в ядерных и термоядерных реакторах. Определены условия и механизмы хладноломкости металлов (изделий) в зависимости от типа их кристаллических решёток (ОЦК, ГЦК, ГПУ), состояний равновесности структур (квазиравновесных «до-после» облучения, неравновесных динамических «в процессе» облучения), напряжённых состояний, физико-механических свойств (упругости, прочности, энергий дефекта упаковки и поверхности) и внешних воздействий (температура, напряжение, облучение). Хладноломкость возникает при определённой последовательности формирования критических напряжений на фронте трещины (концентраторе внешнего напряжения) для начала деформационного двойникования, сдвига и отрыва металла. Хладноломкость формируется, если одновременно с возникновением локальной концентрации напряжения (фронт докритической трещины) не происходит его пластическая (дислокационная) релаксация. Релаксация напряжения на фронте докритической трещины останавливает её рост (хладноломкость не формируется). Энергия дефекта упаковки металла определяет критический уровень напряжения для начала его релаксации механическим двойникованием на фронте трещины. Для формирования хладноломкости металлов необходимы высокие энергии дефекта упаковки, при которых критическое напряжение деформационного двойникования превышает критические напряжения сдвига и отрыва.

Упрочнение хладноломких металлов усиливает их хладноломкость (повышение температуры вязко-хрупкого перехода). В облучённых металлах (хладноломких «до» облучения) расширяется температурная область хладноломкости (низкотемпературное радиационное охрупчивание). «В процессе» реакторного (нейтронного, гамма) облучения металлов хладноломкость не формируется.

Механизмы хладноломкости являются дислокационными и определяют хладноломкость как структурный многостадийный процесс. Определены механизмы и стадии хладноломкости.

Стадия 1 (инкубационная). Зарождение и рост трещин. Эта стадия происходит во всех кристаллических классах металлов и её длительность определяется их композиционными составами, структурно-фазовыми и дефектным состояниями, системами скольжения дислокаций и внешними условиями (напряжением, температурой).

Стадия 2. Образование критической трещины (необходимое условие хладноломкости). Характерными значениями компонент напряжения в вершине трещины (концентраторе внешнего напряжения) являются их критические значения для механического двойникования, сдвига и отрыва металла. В зависимости от последовательности достижения этих критических напряжений дальнейшее распространение трещины будет различным. Если первым критическим напряжением будет напряжение механического двойникования, то произойдёт релаксация напряжения в вершине докритической трещины (при её медленном росте) и критическая трещина не образуется (хладноломкость не формируется). Такой режим трещинообразования может реализовываться в металлах с малыми энергиями дефекта упаковки (ГЦК металлы, др.), определяя отсутствие хладноломкости в таких металлах. Металлы с плотноупакованными кристаллическими решётками являются наименее хладноломкими из-за малых значений энергий дефекта упаковки. Легирование металлов уменьшает энергию дефекта упаковки и подавляет хладноломкость сплавов и сталей на основе таких (матричных) металлов. Если критическое напряжение двойникования будет превосходить критические напряжения

сдвига и отрыва металла, то формируется критическая трещина. Одновременное достижение в вершине трещины критических напряжений на сдвиг и на отрыв металла делает такую трещину критической.

На фронте растущей трещины образуется пластическая зона, в которой сдвиговая компонента напряжения превышает предел текучести металла. Зарождение (поставка дислокаций) и подвижность дислокаций в пластической зоне трещины определяют скорость её распространения. Хладноломкость возникает, если будут сформированы последующие условия быстрого динамического распространения образовавшейся критической трещины.

Стадия 3 (динамическое условие хладноломкости). Эта стадия может возникать в металлах при определённых их структурных, прочностных, поверхностных (энергия поверхности), напряжённых и температурных состояниях, формирующих температуру порога хладноломкости металла (температуру вязко-хрупкого перехода). Скорость распространения критической трещины определяется подвижностью дислокаций в её пластической зоне. Для формирования высокой динамической скорости скольжения дислокаций в пластической зоне трещины необходимо высокое сдвиговое (стартовое) напряжение для зарождения (работа источников дислокаций типа Франка-Рида) и начала движения (старта) дислокаций и низкий уровень вязкого динамического торможения дислокаций (режим «сухого» трения).

Условия реализации динамического распространения критической трещины определяются напряжённым состоянием металла (изделия), сдвиговой и нормальной компонентами напряжения на фронте этой трещины, поверхностной энергией и соотношением работ на раскрытие (образованием двух поверхностей) и на увеличение длины (динамическое скольжение дислокаций) трещины. Увеличение поверхностной энергии металлов усиливает их хладноломкость. Динамическая область подвижности дислокаций в более прочных (более дефектных) металлах смещается в область более высоких напряжений (увеличение размера критической трещины). Динамическая скорость дислокаций увеличивается при увеличении размера трещины (увеличении сдвиговых компонент напряжений в плоскости скольжения дислокаций), уменьшается при увеличении прочности металла, увеличивается при понижении температуры и асимптотически приближается к скорости звука в металле. Динамическое условие является достаточным условием возникновения хладноломкости в металлах (при отсутствии релаксации напряжения в вершине докритической трещины) и дополняет необходимое условие хладноломкости (стадия 2).

Стадия 4. Образование критической площади («живого» сечения) в плоскости распространения трещины. В плоскости (мезополосе) зарождения (многоочаговом) и роста докритических трещин и динамического распространения критических трещин, площадь сохраняющегося и сложно устроенного сечения («живого» сечения) металла (изделия) быстро уменьшается. При уменьшении площади этого сечения (мезополосы) до критического значения, определяемого возрастанием нормальной компоненты внешнего напряжения в этом сечении до значения предела текучести металла, начинается пластическая деформация металла в направлении нормали к плоскости (полосе) распространения трещин. Время образования такого критического сечения в условиях хладноломкости металла (изделия) практически определяет длительность его работоспособности (времени жизни) при данных размерах и внешних условиях (температуре, напряжённых состояниях).

Стадия 5. Пластическая деформация хладноломких металлов до разрушения. После образования в металле критической площади сечения начинается обычная деформация металла до разрушения под действием нормального напряжения в этом сечении. Поверхности отрыва будут иметь сложные (фрактальные) рельефы, сформированными на разных временных стадиях процесса хладноломкости (стадии 1-5).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ УЛЬТРАВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

^{1,2}Юзбекова Д.Ю., ^{1,2}Дудко В.А., ^{1,2}Тихонова М.С., ¹Ветрова С.М.,

¹Гайдар С.М., ¹Кайбышев Р.О.

¹*Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева, Москва*

²*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Ультравысокопрочные стали с пределом текучести ≥ 1400 МПа являются перспективными материалами для аэрокосмической отрасли из-за высокой тяговооруженности [1,2]. Кроме того, эти стали также используются для критических компонентов автомобилей и спецтехники, с целью снижения веса и повышения полезной нагрузки. Разработка недорогих высокопрочных сталей с простым маршрутом их обработки является ключевой задачей для повышения надежности и экономической эффективности автомобильной, строительной, и сельскохозяйственной техники [3]. Прочность этого класса сталей обеспечивается комбинацией структуры низкоотпущенного реечного мартенсита и высокой доли переходных η -Fe₂C карбидов с орторомбической решеткой [1,4-7] и/или ε -Fe₂C карбидов с гексагональной решеткой [1,8-10]. Самой распространенной ультравысокопрочной сталью является среднеуглеродистая сталь 300M, содержащая Ni [1,2]. Низкотемпературный отпуск при 300°C закаленной в воду стали 300M, обеспечивает комбинацию высокой прочности, хорошей пластичности и удовлетворительной ударной вязкости [1,2]. Тем не менее, развитие промышленности предъявляет все возрастающие требования к качеству металла: его прочности, пластичности и др. Недавно было предложено микролегирование Nb для улучшения механических свойств высокопрочных сталей [11]. Хорошо известно, что карбонитриды Nb способствуют формированию более мелких исходных аустенитных зерен при аустенизации, что обеспечивает однородную мартенситную структуру с малым расстоянием между границами реек, блоков и пакетов и повышает прочностные свойства сталей. Поскольку распад мартенсита при отпуске приводит к снижению прочности сталей, то изучение влияния отпуска на механические свойства важно для нахождения оптимального сочетания между прочностью и пластичностью.

В настоящем исследовании рассматривается влияние температуры отпуска на микроструктуру и механические свойства, а также на последовательность выделения карбидов в стали с химическим составом 0,53C-1,60Si-0,90Mn-0,76Cr-0,14V-0,05Nb (вес. %). Выплавка стали производилась методом электрошлакового переплава. Слиток стали был подвергнут предварительной термической обработке при температуре 1150°C в течение 4 часов и термомеханической обработке, а именно ковке в интервале температур от 1150°C до 950°C в полосу размером поперечного сечения 65×140 мм² с последующим охлаждением на воздухе. Закалка стали проводилась с температуры 900°C в воду. Отпуск осуществляли при температурах 200, 280, 400 и 500°C в течении 1 часа с последующим охлаждением на воздухе.

Установлена следующая последовательность карбидных выделений в исследуемой стали: мартенсит → η -карбид → Fe₂C. Два типа карбонитридов MX, обогащенных ванадием и ниобием, выделяются при всех температурах отпуска.

Результаты механических испытаний на растяжение, твердость и ударную вязкость сведены в таблицу 1. Анализ результатов показывает, что выделенные карбиды играют критическую роль в изменении механических свойств стали. Закаленная сталь демонстрирует структуру реечного мартенсита с долей оставшегося аустенита 10% и карбонитридами MX, что обеспечивает достижение высокой твердости 60 HRC. Следует отметить, что закаленные образцы разрушаются до достижения предела текучести из-за чрезвычайно низкого удлинения до разрушения 0,5%. Предел текучести ($\sigma_{0,2}$) > 1600 МПа и ударная вязкость ~ 11 Дж/см² достигаются в стали после отпуска при температурах 200-

400°C (таблица 1) в результате выделения η -карбидов. Наибольшее количество η -карбидов выделяется после отпуска при температуре 280°C, что обеспечивает оптимальное сочетание предела текучести 1890 МПа, временного сопротивления при растяжении 2190 МПа и относительного удлинения до разрушения 6,2 %. При повышении температуры отпуска до 500°C предел текучести уменьшается до 1360 МПа, при этом пластичность и ударная вязкость повышаются (таблица 1). Такие изменения механических свойств связаны с выделением цементита.

Таблица 1. Механические свойства стали

Температура отпуска, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	HRC	KCV, Дж/см ²
20	-	-	0,5	61	5,3
200	1630	-	4,2	59	10,6
280	1890	2190	6,2	51	11,1
400	1690	1880	7,6	37	11,0
500	1360	1460	9,3	46	17,8

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, программа Мегагрант, соглашение № 075-15-2021-572.

1. Malakondaiah G., Srinivas M., Rama Rao P. Ultrahigh-strength low-alloy steels with enhanced fracture toughness // *Progr. Mater. Sci.* – 1997. – Vol. 42. – P. 209–242. – DOI: 10.1016/S0079-6425(97)00016-9.
2. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: a review / Li J., Zhan D., Jiang Z., Zhang H., Yang Y., Zhang Y. // *J. Mater. Res. Techn.* – 2023. – Vol. 23. – P. 172–190. – DOI:10.1016/j.jmrt.2022.12.177.
3. A low-alloy high-carbon martensite steel with 2.6 GPa tensile strength and good ductility / Wang Y., Sun J., Jiang T., Sun Y., Guo S., Liu Y. // *Acta Mater.* – 2018. – Vol. 158. – P. 247–256. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.060.
4. Krauss G. *Steels Processing Structure, and Performance*, first ed. – USA, Ohio: ASM International, Metals Park, 2005.
5. Wang T., Du J., Liu F. Modeling competitive precipitations among iron carbides during low-temperature tempering of martensitic carbon steel // *Mater.* – 2020. – Vol. 12. – P. 100800. – DOI:10.1016/j.mtl.2020.100800.
6. Krauss G. Tempering of Lath Martensite in Low and Medium Carbon Steels: Assessment and Challenges // *Steel Res. Int.* – 2017. – Vol. 88(10). – P. 1700038. – DOI: 10.1002/srin.201700038.
7. Effect of quenching and tempering on structure and mechanical properties of a low-alloy 0.25C steel / Tkachev E., Borisov S., Belyakov A., Kniazuk T., Vagina O., Gaidar S., Kaibyshev R. // *Mater. Sci. Eng. A* – 2023. – Vol. 868. – P. 144757. – DOI:10.1016/j.msea.2023.144757.
8. Forsik S.A., Rivera-Díaz-Del-Castillo P.E. Martensitic Steels: Epsilon Carbides in Tempered. In *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys*. – USA, New York: Taylor and Francis, 2016. 2169–2181 pp.
9. Tempering Behavior of Novel Low-Alloy High-Strength Steel / Dudko V., Yuzbekova D., Gaidar S., Vetrova S., Kaibyshev R. // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 2177. – DOI:10.3390/met12122177.
10. The influence of silicon in tempered martensite: Understanding the microstructure-properties relationship in 0.5–0.6 wt.% C steels / Kim B., Boucard E., Sourmail T., Martín D.S., Gey N., Rivera-Díaz-Del-Castillo P.E.J. // *Acta Mater.* – 2014. – Vol. 68. – P. 169–178. – DOI:10.1016/j.actamat.2014.01.039.
11. Wu X.-D., Chen R., Xiao B., Wang Z.-Y. Development of 60Si2CrVNb high tensile strength spring steel advanced // *Mater. Res.* – 2013. – Vol. 744. – P. 379–382. – DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.744.379.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$

Янушоните Э.И., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Из-за необходимости решения проблемы глобального потепления, в последнее время сплавы с памятью формы вызывают огромный интерес в качестве материалов для систем твердотельного охлаждения. Наиболее эффективным сплавом, обладающим функциональными свойствами, необходимыми для систем твердотельного охлаждения, является ферромагнитный сплав с памятью формы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ с мартенситными превращениями (МП) $L_{21}(\text{B}2)\text{-}10\text{M}/14\text{M}\text{-}L_{10}$. Для практического применения данных материалов актуальной задачей является исследование циклической стабильности функциональных и эластокалорических свойств.

Для исследования выбраны исходные (после роста) и состаренные при 773 К, 1 ч монокристаллы, ориентированные вдоль [001]-направления. Выбранная ориентация характеризуется максимальной теоретической величиной деформации превращения при сжатии 6,2 % [1]. Величину эластокалорического эффекта (ЭКЭ) измеряли в циклах нагрузка/разгрузка в температурном интервале проявления сверхэластичности (СЭ). За ЭКЭ принимали величину адиабатического охлаждения ΔT_{ad} при обратном МП, осуществленном при высокой скорости разгрузки $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ c}^{-1}$.

Экспериментально показано, что в исходных монокристаллах интервал СЭ составляет $\Delta T_{\text{СЭ}} = 195 \text{ K}$ (от 278 до 548 К) с величиной $\Delta T_{\text{ad}} = (11,8 \pm 0,5) \text{ K}$. Тогда как старение при 773 К, 1 ч способствует выделению полуккогерентных дисперсных частиц γ' -фазы размером до 500 нм и приводит к увеличению температурного интервала проявления СЭ до $\Delta T_{\text{СЭ}} = 270 \text{ K}$ (от 278 до 548 К) и практически не оказывает влияния на величину $\Delta T_{\text{ad}} = (11,1 \pm 0,5) \text{ K}$.

Впервые показано, что однофазные и гетерофазные монокристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ при комнатной температуре проявляют высокую циклическую стабильность СЭ и ЭКЭ до 50 000 циклов нагрузка/разгрузка без разрушения образцов. Высокая циклическая стабильность в однофазных и гетерофазных [001]-монокристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ связана во-первых, с образованием 10М/14М-структуры мартенсита под нагрузкой при комнатной температуре в кристаллах после роста, так как межфазная граница при $L_{21}\text{-}10\text{M}/14\text{M}$ МП обладает высокой когерентностью и подвижностью [2], следовательно, рассеяние энергии, связанное с образованием 10М/14М-структуры мартенсита и движением межфазной границы, меньше, чем при переходе L_{21} -структуры сразу в L_{10} -структуру мартенсита. Во-вторых, выделившиеся после старения полуккогерентные частицы γ' -фазы, которые включены в кристаллы мартенсита, деформируясь упруго при прямом МП, запасают упругую энергию, способствующую обратному МП.

Таким образом, исследования показали, что исходные и состаренные при 773 К, 1 ч [001]-кристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$, проявляющие высокую циклическую стабильность ЭКЭ до 50 000 циклов нагрузка/разгрузка, можно рассматривать как эффективные функциональные материалы для устройств твердотельного охлаждения.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00153.

1. Stress-strain characteristics in Ni–Ga–Fe ferromagnetic shape memory alloys / Y. Sutou, N. Kamiya, T. Otori, R. Kainuma, K. Ishida, K. Oikawa // *Applied Physics Letters*. – 2004. – № 84. P. 1275-1277. – DOI: 10.1063/1.1642277.
2. Full-field strain evolution during intermartensitic transformations in single-crystal NiFeGa / C. Efstathiou, H. Schitoglu, J. Carroll, J. Lambros, H.J. Maier // *Acta Materialia*. – 2008. – Vol. 56. P. 3791-3799. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.04.033.

HALL-PETCH RELATIONS FOR POLYCRYSTALLINE AGGREGATES DEPENDING ON THE DISPERSION HARDENING, MULTIMODAL GRAIN, AND GRAIN BOUNDARY DISTRIBUTIONS

^{1,2}Reshetnyak A.A., ¹Lisichko E.V., ¹Obukhov S.V., ¹Shamshutdinova V.V.

¹National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk

²Center of Theoretical Physics, Tomsk State Pedagogical University, Tomsk

Suggested in [1,2] and then modified in [3] the theory of flow stress, including yield strength σ_y , for polycrystalline (PC) materials under quasi-static plastic deformation (PD) with equilibrium and quasi-equilibrium defect structures (EDS) is developed for the inclusion of a multimodal grain and the dispersion hardening by other particles. Such EDS is established in PC material after a series of $N_0 = N_0(\alpha; T)$ repeated similar mechanical tests (labeled by liter α) under severe plastic deformation (SPD) with fixed temperature T and characterized by scalar dislocation density (SDD) at a average grain diameter d .

Modifications [3] for SDD $\rho(b, d, T)$ also for flow stress concerned both Maxwell-Boltzmann and revised Bose-Einstein distributions of defects in the grains in a PC sample with respect to grain diameter d look as

$$\rho(b, d, T) = \frac{4}{\sqrt{\pi}} \langle m_0 \rangle M^{(3-p)/2} \frac{1}{bd} e^{-M \frac{b}{d}}, \quad M = \frac{1}{2} G b^3 / k_B T, \quad (1)$$

$$\rho^{BE}(b, d, T) = \frac{4}{\sqrt{\pi} \zeta(3/2)} \langle m'_0 \rangle M^{(3-p')/2} \frac{1}{d^2} (e^{M b/d} - 1)^{-1} \quad (2)$$

We suggested as well a way of calculating the ε -evolution of SDD ρ_ε in a PC sample under quasi-static PD depending on d within the range 10^{-8} – 10^{-2} m and grain boundaries for the ε -dependent part of total SDD $\rho_\varepsilon = \rho(b, d, T; \varepsilon)$

$$\rho_\varepsilon - \rho = \frac{4}{\sqrt{\pi}} m_0 \varepsilon M(\varepsilon)^{(3-p)/2} \frac{1}{bd} e^{-M(\varepsilon) \frac{b}{d}} + o(\varepsilon), \quad (3)$$

$$\rho_\varepsilon^{BE} - \rho^{BE} = \frac{4}{\sqrt{\pi} \zeta(3/2)} \langle m'_0 \rangle M(\varepsilon)^{(3-p')/2} \frac{1}{d^2} (e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1)^{-1} + o(\varepsilon). \quad (4)$$

In (1)-(4) the quantities G , b , k_B , M , $M(\varepsilon)$, m_0 , $\langle m'_0 \rangle$, ε , p , p' , $\zeta(3/2)$ are the shear modulus at the temperature T , the length of the least Burgers vector from the most probable ensemble of dislocations for a given crystal lattice, the Boltzmann constant, usual and effective ($M = \frac{1}{2} G b_\varepsilon^3 / k_B T$ for effective length of unique dislocation $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$) energy scales, polyhedral parameters, deformation, the indicators (reflecting dependence on GB input) with range $0 < p, p' < 1$ and with Riemann ζ -function, $\zeta(3/2) = 2.61238$. An analytical dependence is realized in the framework of disclination dislocation mechanisms in the approximation of a single ensemble of dislocations for a given phase and T , depending on average grain diameter d in the range 10^{-8} – 10^{-2} m. It is enlarged for the inclusion of grain boundary regions within two-phase models [2]. We, first, develop the model both for account of the multimodal grain distribution and for dispersion (un)hardening, which is based on adding other chemical element (compound) particles into real PC samples.

Being based on the SDD of Maxwell-Boltzmann (1), (3), or Bose-Einstein type (2), (4) in [3] we get the representations for flow stress $\sigma(\varepsilon)$ according to Taylor deformation hardening mechanism, which contain both normal [4] (for $\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + k(\varepsilon)d^{-1/2}$) and anormal [5-7] Hall-Petch relations, respectively, for coarse-grain and nanocrystal grains

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m G \left(\frac{b}{d} \right)^{1/2} \left(\frac{4}{\sqrt{\pi}} m_0 \varepsilon M(\varepsilon)^{(3-p)/2} \right)^{1/2} e^{-\frac{M(\varepsilon)b}{2d}} + o(\varepsilon), \quad (5)$$

$$\sigma^{BE}(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m G \frac{b}{d} \left(\frac{4}{\sqrt{\pi} \zeta(3/2)} m'_0 \varepsilon M(\varepsilon)^{(3-p')/2} \right)^{1/2} (e^{M(\varepsilon)b/d} - 1)^{-1/2} + o(\varepsilon). \quad (6)$$

Second, both $\sigma(\varepsilon)$ and $\sigma^{BE}(\varepsilon)$ reach the maxima at the critical (extremal) average grain diameters d_{0m} and d_0

$$d_0(\varepsilon, T) = b \frac{G b^3 (1+\varepsilon)^3}{2 \cdot 1.59363 \cdot k T}, \quad d_{0m}(\varepsilon, T) = b \frac{G b^3 (1+\varepsilon)^3}{2 \cdot k T} \quad \text{for} \quad d_0 = d_{0m} / 1.59363 \quad (7)$$

of order 10^{-8} – 10^{-7} m which are shifted to the region of larger grains with a decrease in T and an increase in the accumulated PD ε . Third, it reveals the usual temperature behavior for $\sigma(\varepsilon)$, $\sigma^{BE}(\varepsilon)$,

in particular for $\sigma_y = \sigma^{BE}(0.002)$, that means their ($\sigma^{BE}(\varepsilon)$) decreasing for single-mode PC aggregate with growth of T for all grain sizes. Mechanical tests [6,7] on values of extremal diameter give preference for $d_0(\varepsilon, T)$ and therefore for $\sigma^{BE}(\varepsilon)$.

We revised the three-phase model [8] with multimodal grain distribution, with GB input and with a third (dispersion) phase for the case of flow stress (6) by including the “third phase” with an additive term $\sigma_{dis}(\varepsilon, d_{dis})$ up to the 3-phase model with dispersion hardening in integral $\sigma_{\Sigma dis}$:

$$\sigma_{\Sigma dis}(\varepsilon) = (1 - U_{dis})\{f_1\sigma_c(\varepsilon_c) + f_2\sigma_{GB}(\varepsilon_{GB}) - f_3\sigma_p(\varepsilon_p)\} + U_{dis}\sigma_{dis}(\varepsilon_{dis}, d_{dis})$$

$$\varepsilon = (1 - U_{dis})(f_1\varepsilon_c + f_2\varepsilon_{GB} + f_3\varepsilon_p) + U_{dis}\varepsilon_{dis}, \quad \sum_i f_i = 1, \quad 0 \leq U_{dis} \ll 1. \quad (8)$$

with weight U_{dis} for third-phase particles, and d_{dis} being its average size. The role of σ_{dis} is analogous to one of $\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB})$ for the second-phase grains, but with proper shear modulus and Burger's vector of the most probable ensemble of dislocations G_{dis}, b_{dis} .

We consider the case of a homogeneous distribution of third-phase Cu-particles that possess an average diameter $d_{dis}=1.5d_0$ (Cu) and are situated in the second (weak)-phase region with a weight $U_{dis}=0.01$. For simplicity, we suppose that the strain value $\varepsilon = 0.002$ for integral yield strength, σ_{ydis} is determined by the $\varepsilon_c = 0.002$ with σ_y at the first (crystalline) phase.

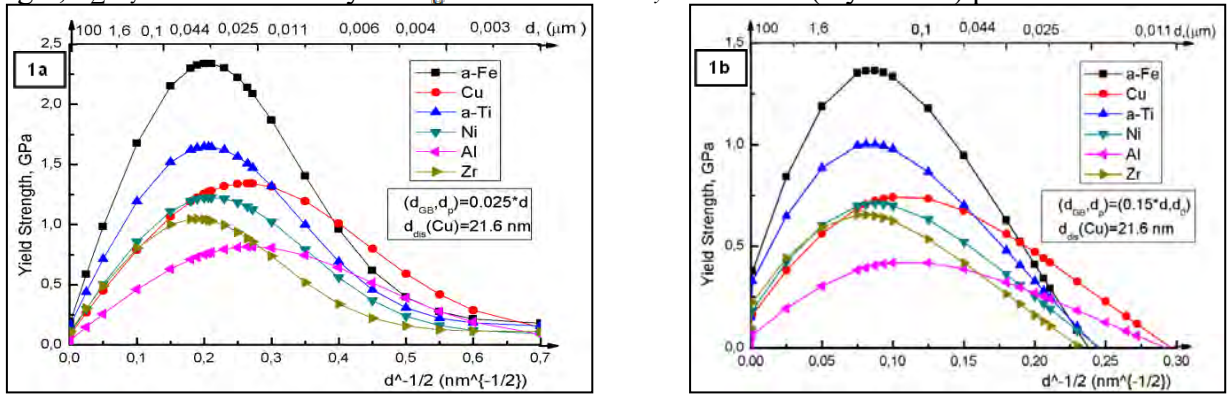


Fig. 1. Graphical dependence for the generalized Hall-Petch law from (8) in two-phase PC materials with dispersion particles (Cu) for a constant $d_{dis}=1.5d_0$ (Cu)=21.6 nm at $\varepsilon = 0.002$, $T = 300$ K with an additional upper scale and the size of grains d measured in μm for small angles, Fig. 1a, $(d_{GB}, d_p)=0.025d$, for the entire range of crystallite size, d , grain boundaries, second-mode grains $d_{GB}=0.15*d$, and constant average (porous) values, $\bar{d}_p \approx d_0$ (Fig. 1b)

The suggested theoretical model implies obvious perspectives for its application to new PC composite materials in aircraft and cosmic industry and has been tested experimentally using samples of the BT1-0 α -Ti alloy and ultrafine-grained PC samples.

The work was carried out as part of the initiative project of TSPU and TPU.

1. Reshetnyak A.A. Statistical approach to flow stress and generalized Hall-Petch law for equilibrium polycrystalline materials//e-print - arXiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci]. – DOI:10.48550/arXiv.1803.08247.
2. Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P. Two-phase model of the polycrystalline aggregate with account for grain-boundary states under quasi-static deformation // AIP Conference Proceedings. – 2018. – Vol. 2051. – P. 020251. – DOI:10.1063/1.5083494.
3. Reshetnyak A.A., Shamshutdinova V.V. Towards the Distribution of a Class of Polycrystalline Materials with an Equilibrium Defect Structure by Grain Diameters: Temperature Behavior of the Yield Strength // AIP Conference Proceedings. – 2023.(in press)
4. Hall E.O. The Deformation and Ageing of Mild Steel. III Discussion of Results// Proc. Roy. Soc.B. – 1951. – Vol. 64. – P. 747–753.
5. Petch N.J. The Cleavage Strength of Polycrystals // J. Iron Steel Inst. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.
6. Panin V.E., Armstrong R.W. Hall-Petch analysis for temperature and strain rate dependent deformation of polycrystalline lead // Phys. Mesomechanics. – 2016. – Vol.19, №1. – P. 35–40. – DOI: 10.1134/S1029959916010045.
7. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A. Plastic Deformation of Nanostructured Materials, CRC Press, 2017.– 334 p.
8. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Barrier Retardation of Dislocations. Hall-Petch Problem // Phys. Mesomechanics. – 2006. – Vol. 9, №3. – P. 75–85.
9. Cevizovic D., Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P. Towards a theory of flow stress in multimodal poly-crystalline aggregates. Effects of dispersion hardening // AIP Conf. Proc. – 2019. – Vol. 2167. – P. 020047, DOI:10.1063/1.513191.

EFFECT OF ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Al 7075 ALLOY

Suresh G., Labunskii D.N., Panchenko I.A., Kononov S.V., Drobyshev V.K.
Siberian State Industrial University, Novokuznetsk

Aluminum 7075 alloys with post-processing heat treatment are commonly used in aerospace applications due to their improved specific strength. The rapid fabrication of parts with additive manufacturing techniques is always desirable to minimize the time and cost of fabrication. Even though the 7075 Al alloy has an excellent strength to weight ratio, mechanical properties decrease when exposed to an aggressive environment and cyclic loading. This study focused on the effect of electron beam heat treatment (EBM) on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured 7075 Al alloy. The microstructure and mechanical properties of the additively manufactured samples were studied by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), x-ray diffraction (XRD), porosity, and microhardness. The solidification structures of the fabricated component consisted mainly of columnar grains and fine secondary phases formed along the grain boundaries.

The improved microstructure due to the EBM treatment led to improved mechanical properties, as reflected in hardness and fatigue results. The alteration of microstructure and hardness was linked to the precipitation of strengthening phases. Microstructural observations revealed grain refinement on the surface of the fabricated part. To study mechanical characteristics, fatigue analysis was carried out for all processed samples along and perpendicular to the build direction. The fatigue lifetime of the EBM processed part was found to be 16 % higher than the fabricated material. The analysis of solidification structures using SEM revealed that the coarsened region was mainly associated with the partial remelting of the secondary phase. The grain shape and size alternations mainly happened due to the degree of solidification across the thickness of the part. Understanding crack initiation and deformation characteristics associated with inhomogeneities would improve the Al alloys' design and manufacturing. The application potential of 7075 Al alloy associated with secondary treatment with EBM has enhanced the fatigue life to an extent.

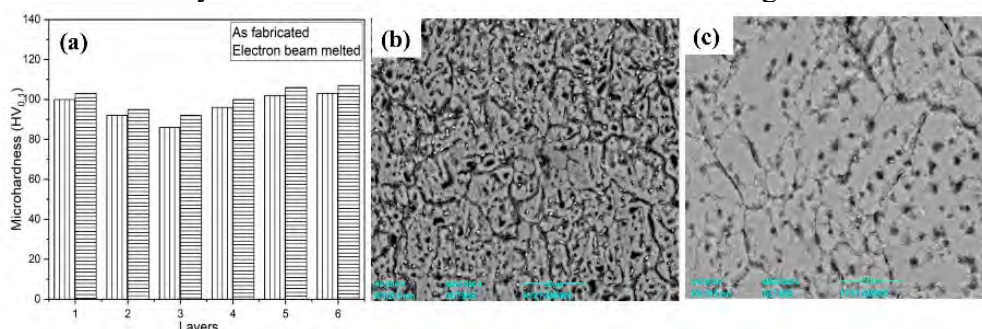


Fig. 1. Representation of microhardness of as fabricated and electron beam melted parts (a) Electron beam melted layer near the top region (b) As fabricated layer near the top region (c)

The microhardness results of as fabricated and electron beam treated samples are shown in Fig. 1a. Also, the microstructure representation with the electron beam melting and as fabricated samples is shown in Figs. 1b and 1c, respectively. Earlier, a few studies focused on the heat treatment of fabricated alloys to improve microstructural and mechanical properties [1-3].

This study is funded by a grant of the Russian Science Foundation, project 22-79-10245. <https://rscf.ru/en/project/22-79-10245/>.

1. Ma S., Li Y., Kan W. Enhancement of Grain Refinement and Heat Resistance in TiB₂-Reinforced Al-Cu-Mg-Fe-Ni Matrix Composite Additive Manufactured by Electron Beam Melting // J. Alloys Compd. – 2022. – Vol. 924.
2. Goel S., Zaninelli E., Gundgire T. Microstructure Evolution and Mechanical Response-Based Shortening of Thermal Post-Treatment for Electron Beam Melting (EBM) Produced Alloy 718 // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – Vol. 820 – P. 141515. – DOI:10.1016/j.msea.2021.141515.

3. Yue H., Liang Z., Zhang F. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Creep Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb Alloy Produced by Selective Electron Beam Melting // Mater. Sci. Eng. A. – 2022. – Vol. 859 – P. 144224. – DOI:10.1016/j.msea.2022.144224.

Секция 3. Моделирование поведения материалов на различных масштабах и компьютерный дизайн

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlNiNbTiCo

¹Абзаев Ю.А., ¹Медич Ж., ²Копцев Р.С., ^{2,3}Лаптев Р.С., ²Лидер А.М., ²Ломыгин А.Д.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³Институт физики в Белграде, Белград

В работе проведено исследование структурного состояния и стабильности сплава AlNiNbTiCo, полученного механическим перемешиванием в шаровой мельнице в течение 30, 40 и 50 мин. Идентификация стабильности ВЭС AlNiNbTiCo была реализована с помощью критериев Юм – Розери, которые включают в себя дисторсию, критерий электроотрицательности, энтропию и энтальпию смеси (H_{mix}) вблизи температуры плавления. При расчетах энтальпии смеси H_{mix} необходимо было также знать температуру плавления двойных сплавов. Для чистых элементов Al, Ni, Nb, Ti, Co температуры равны $T_{melt} = 933.47, 1728, 2750, 1941, 1768$ К соответственно. Найденные эффективные температуры плавления двойных сплавов приведены в таблице 1. На основе полученных значений T_{melt} и известных элементов были определены энтальпия смешения, а также энтропийный вклад в свободную энергию двойных сплавов в рамках модели Miedema. Эффективная энтальпия смеси оказалась равной $H_{mix} = -41.27$ kJ/mol, а энтропийный вклад – $S_{mix} = -23.78$ kJ/mol. Результаты свидетельствуют о том, что исследуемое соединение по классификации относится к высокоэнтропийным сплавам [1]. Методом обратных выпуклых оболочек (InveseHubWeb)

$$\Delta S_{ss} = R \ln \left(\frac{n}{n-1} \right). \quad (1)$$

Энтальпия ΔH n-атомной смеси равна

$$\Delta H = \sum_i \sum_{i>j} \Omega_{ij} x_i x_j = \sum_i \sum_{i>j} \Omega_{ij} \left(\frac{1}{n} \right)^2$$

где Ω_{ij} – бинарное взаимодействие, и для эквиатомного состава определяется выражением

$$\Omega_{ij} = 4[E_{ij}^{SQS} - \frac{1}{2}(E_i - E_j)], \quad (2)$$

где E_{ij}^{SQS} – энергия бинарной решетки, определяемой из первых принципов в рамках кластерного приближения в коде АТАТ, E_i, E_j – энергии решеток чистых компонентов. Результаты расчетов стабильности приведены на рис.1. Расчеты показали, что ВЭС сплав AlNiNbTiCo после затвердевания находится в стабильном состоянии, примерно до 1500 К. Энтальпия образования и энергия смешения оказываются отрицательными в указанном интервале температур, однако при дальнейшем понижении температуры сплав AlNiNbTiCo квазистабилен и склонен к релаксации.

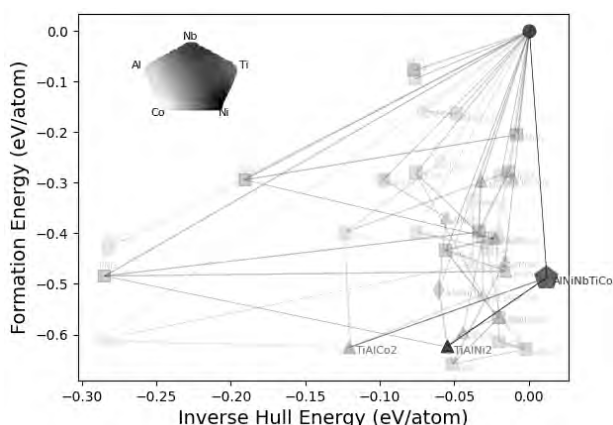
Таблица 1. Эффективная температура жидкой фазы и термодинамические свойства двойных сплавов

	AlNi	AlNb	AlTi	AlCo	NiNb	NiTi	NiCo	NbTi	NbCo	TiCo
$T_{melt}, ^\circ K$	1330.7	1841.7	1437.2	1350.7	2239	1834.5	1748	2345.5	2259	1854.5
$\Delta H, kJ/mol$	-4.44	-6.25	-7.60	-4.83	-3.61	-4.29	-1.65	-1.85	-3.11	-3.66
$\Delta S, kJ/mol$	-3.21	-4.55	-6.28	-4.55	-1.54	-2.6	1.61	0.32	-1.02	-1.95

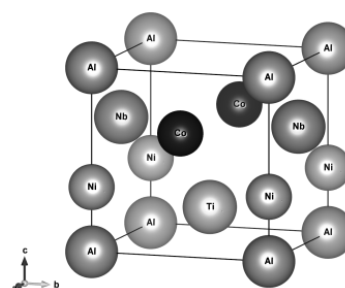
Таблица 2. Параметры решеток, доля фаз в сплаве AlNiNbTiCo

T, min	Phases	a, 10 ⁻¹ nm	b, 10 ⁻¹ nm	c, 10 ⁻¹ nm	α	β	γ	E, eV	Доля I, %	R _{wp} , %
0	AlNiNbTiCo-3	4.042	4.042	4.042	90.00	90.00	90.00	-5599.933	–	–
30	AlNiNbTiCo-3	4.094	4.092	3.989	89.68	91.66	87.67	-5599.443	98.33	1.57
40	AlNiNbTiCo-3	4.051	4.093	3.909	90.30	90.03	89.48	-5598.506	97.31	1.54
50	AlNiNbTiCo-3	4.091	4.171	3.951	89.94	89.45	89.13	-5599.060	95.42	1.36

Рентгеноструктурный анализ методом Ритвельда (рис. 2) показал в сплаве AlNiNbTiCo

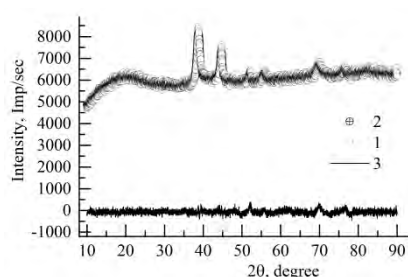


а

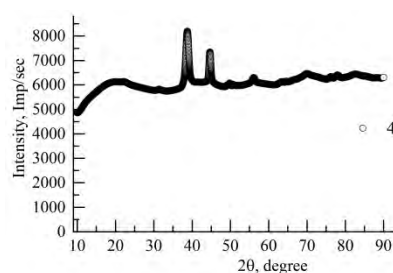


б

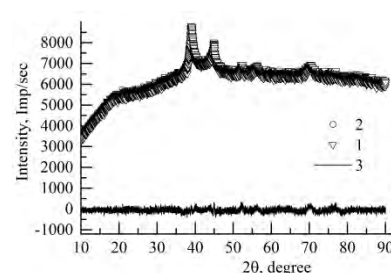
Рис. 1. Фазовая диаграмма сплава AlNiNbTiCo при T=1500K (а), 3D решетка AlNiNbTiCo (б)



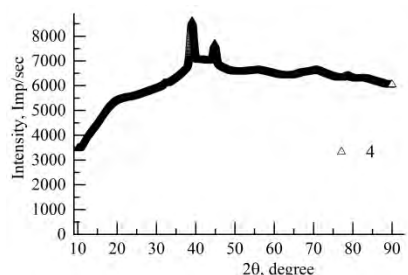
а



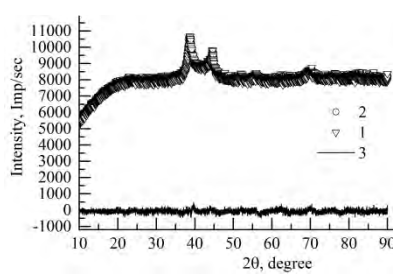
б



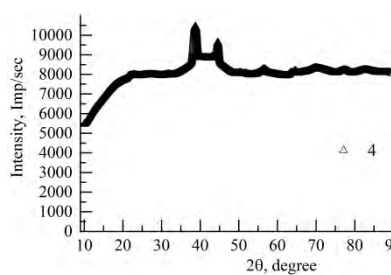
в



г



д



е

Рис. 2. Дифрактограммы сплавов AlNiNbTiCo после разного времени перемешивания: 1) 30 мин. (а, б); 2) 40 мин. (в, г); 3) 50 мин. (д, е). На дифрактограммах указаны: 1 – теоретическая интегральная; 2 – экспериментальная дифрактограммы; 3 – разность интенсивностей. Теоретические дифрактограммы AlNiNbTiCo (б, г, е)

Таким образом, было установлено, что сплав AlNiNbTiCo относится к стабильному высокоэнтропийному соединению на основе аморфной фазы. На основе созданной кристаллографической базы методом Ритвельда [2] с высокой степенью надежности было установлено, что в ВЭС AlNiNbTiCo структурное состояние определяется простой кубической решеткой AlNiNbTiCo, которая является для ВЭС AlNiNbTiCo, полученных в результате механического перемешивания в течение 30, 40 и 50 минут. Данная решетка находится в стабильном состоянии.

1. Ivanov Yu. F., Abzaev Y. A., Gromov V. E., Konovalov. S. V., Klopotov A. A., Semin A. P. Phase Analysis and Structural State of AlCoFeCrNi High-Entropy Alloy of Non-Equiatomic Composition. // AIP Conference Proceedings. – 2022. – Vol. 2509. – 020087.
2. Kosmachev P. V., Abzaev Yu. A., Vlasov V. A. Quantitative phase analysis of plasma-treated high-silica materials. // Russian Physics Journal. – 2018. – Vol. 61. – №. 2.

МНОГОПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ЛОПАСТИ С УПРАВЛЯЕМОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ

Аношкин А.Н., Писарев П.В., Нуреева Е.Г.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В полете лопасти несущего винта вертолета создают существенные колебания и шум в силу изменения действующих на них аэродинамических нагрузок при изменении их азимутального угла. Это вызывает дискомфорт пассажиров, увеличение рабочей нагрузки летчика, уменьшение усталостного ресурса конструктивных элементов, ограничение скорости горизонтального полета и увеличение эксплуатационных расходов. Для снижения колебаний разработаны различные способы, как пассивные, так и активные. Пассивный подход предполагает использование виброгасителей и амортизаторов, что вызывает увеличение массы конструкции. Позже были разработаны новые способы управления, использующие активные подходы, такие, как управление высшими гармониками (УВГ) и раздельное управление лопастями (РУЛ). Их недостатки обусловлены неблагоприятными требованиями к мощности, ограничениями на частоты возбуждения в УВГ и исключительной механической сложностью гидравлических контактных колец в РУЛ [1]. С появлением активных материалов была предложена концепция несущего винта с активным закручиванием.

В качестве объекта настоящих исследований рассматривается управляемая лопасть несущего винта вертолета с радиусом 2 м и длиной хорды 0,21 м. Конструкция лопасти состоит из стеклопластикового С-образного лонжерона, и стеклопластиковой обшивки (со схемой армирования $[+45^\circ/-45^\circ]$ с толщиной отдельного слоя 0,125 мм), пенопластового сердечника, балансировочного груза и актуаторов MFC, расположенных на обшивке. Профиль лопасти соответствует аэродинамическому профилю лопасти NACA 23012.

Активное управление исследуемой лопастью должно обеспечивать изменения её угла закручивания. Закручивание лопасти несущего винта осуществляется с помощью набора пьезоактуаторов интегрированных в её конструкцию.

В качестве концепции управления в рамках настоящих исследований рассматривается концепция управления Active Twist [2–3]. Отличительная особенность Active Twist заключается в том, что управляющие элементы-актуаторы могут размещаться на поверхности силовой оболочки лопасти.

Математическая модель рассматриваемой композитной SMART конструкции основана на постановке краевой задачи электрорупругости. Для описания обратного пьезоэлектрического эффекта в рамках разработанной математической модели механического деформирования лопасти с расположенными на поверхности силовой оболочки пьезоактуаторами предложено использовать термо-пьезоэлектрическую аналогию между пьезоэлектрическими и термоиндуцированными деформациями.

Термо-пьезоэлектрическая аналогия основана на гипотезе об инвариантности электрического неоднородного поля в пьезоэлементе, возникающего от действия управляющего электрического напряжения на его электродах, к деформационным полям внутри объема пьезоэлемента и, как следствие, к деформированию конструкции, на поверхности которой закреплен пьезоэлемент (пьезоактуатор) [4, 5].

Управление углом закручивания лопасти позволяет предотвратить возникновение турбулентного потока по следу лопасти, снизить шум и вибрации несущего винта вертолета.

Поэтому для уменьшения вибрации лопасти в качестве целевой функции в задаче оптимизации композитной SMART конструкции выбрана функция угла закручивания лопасти при заданном электрическом напряжении, подаваемом на пьезоактуаторы

$$\phi(\{X\}) \Rightarrow \max$$

где $\{X\} = \{l, t_{spar}, t_{skin}, L\}$ – вектор проектных варьируемых параметров.

В результате исследований для задачи оптимизации композитной SMART конструкции были выбраны следующие параметры: толщина и длина полков лонжерона (t_{spar} , l_{spar}),

толщина силовой оболочки лопасти (t_{skin}), расстояние от носа лопасти до радиуса закручивания кругового фитинга лонжерона (l) и ширина пьезоактуатора MFC по хорде (L).

На основе постановки и численного алгоритма решения задачи оптимизации была разработана методика оптимального проектирования SMART конструкции из композиционных материалов.

Методика включает в себя три программных блока: Первый блок – математическая модель; Второй блок – построение матрицы планирования экспериментов; Третий блок – получение поверхностного отклика и поиск экстремума.

В качестве иллюстрации возможностей разработанной методики определялись оптимальные параметры для выбранного конструктивного варианта SMART лопасти несущего винта вертолета с различными материалами обшивки: первый вариант содержит силовую оболочку из однонаправленного стеклопластика; второй вариант – текстильный стеклопластик. Материалом лонжерона в обоих случаях является однонаправленный стеклопластик.

Полученное решение оптимизационной задачи сравнивалось с результатами прямого численного моделирования. При проведении прямого численного моделирования рассчитывались управляемые деформации исследуемой лопасти при различных значениях управляющего электрического напряжения, задача решалась в связанной постановке с использованием полученных оптимальных геометрических параметров.

В результате численного моделирования были получены поля напряжений, деформаций и перемещений (рис. 1). По максимальным осевым перемещениям U_y осуществлялся расчет угла закручивания SMART конструкции лопасти.

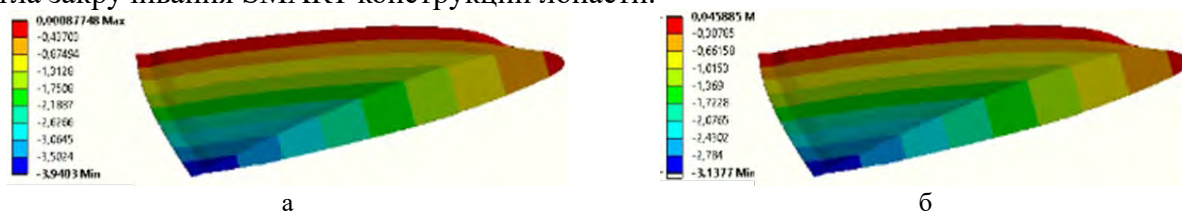


Рис. 1. Поля осевых перемещений для первого (а) и второго (2) конструктивного варианта

В результате численного моделирования были получены углы закручивания для первого и второго конструктивного варианта и составили $3,74^\circ$ и $3,02^\circ$ соответственно.

Результат сравнительного анализа выявил, что различие между оптимальным решением, полученным в результате поиска экстремума аппроксимационной кривой и результатами прямого численного моделирования, не превышает 9%, что свидетельствует о хорошей корреляции полученных результатов.

Таким образом, определены оптимальные параметры активных (управляющих) и силовых элементов SMART конструкции лопасти, выполненной из ПКМ.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке государственного задания (проект No. FSNM-2023-0006).

1. Design and simulation of integral twist control for helicopter vibration reduction / S. J. Shin, C. E. S. Cesnik, S. R. Hall // Int. J. Control Autom. Syst. – 2007 – Vol.5, No. 1 – P. 24—34.
2. Kessler C. Active rotor control for helicopters: individual blade control and swashplateless rotor designs // CEAS Aeronaut. J. – 2011. – Vol. 1. – P. 23–54.
3. Sensitivity analysis of piezo-driven stepped cantilever beams for simultaneous viscosity and density measurement / C. Zhang, S. H. Siegel, S. Yenuganti, H. Zhang // Smart Mater. Struct. – 2019. – Vol. 28. – P. 6-72.
4. Stress-deformable state research and strength estimation of a composite smart rotor blade with variable geometry / P. V. Pisarev, A. N. Anoshkin, E. Barkanov, E. G. Kungurtseva // AIP Conf. Proc. - 2021. - №. 2371.
5. Matveenko V. P., Oshmarin D. A., Iurlova N. A. An Application of Graphene Composites for Additional Damping of Vibrations of Smart Structures Based on Piezoelectric Elements // Adv. Struct. Mater.. – 2022. – Vol. 156. – P. 137-146.

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УЧАСТКОВ ЛИТОСФЕРЫ НА ТЕРРИТОРИИ ЗАПАДНО-СИБИРСКОЙ ПЛИТЫ

Ахметов А.Ж.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Всестороннее изучение геодинамических процессов, происходящих в литосфере Земли, важно для расширения научных знаний в области наук о Земле, а также для обеспечения добычи полезных ископаемых. Оно включает, в том числе, анализ геологических и геофизических данных для создания физических моделей структур, изучение напряженно-деформированного состояния участков земной коры и верхней мантии. Поэтому актуальной задачей является разработка физико-математических моделей и методов для расчета напряженно-деформированного состояния земной коры и верхней мантии и его эволюции. На современном этапе развития науки характерным является то, что широкое использование приобрели комбинированные термо-вязко-упруго-пластические модели [1], которые позволяют описать совместную глобальную эволюцию литосферы Земли с учетом геолого-геофизических процессов влияния мантийного слоя на структуру земной коры. В качестве объекта исследования в данной работе была выбрана Баженовская свита, содержащая огромные запасы нефти и газа и расположенная на территории Западно-Сибирской плиты. Данная область была выявлена группой геологов во главе с Ф.Г. Гурами в 1959 году [2–4].

В ходе выполнения научного исследования были созданы модели структуры геологических объектов Западно-Сибирской плиты на основе глубокого анализа геолого-геофизических данных геологических профилей «Битум», «Рубин–2», была модифицирована модель упругопластической среды Друкера – Прагера – Николаевского с неассоциированным законом течения путем применения прочностной модели «cratonic jelly sandwich», позволяющая описать изменения прочностных свойств элементов земной коры с изменением глубины для района Баженовской свиты, проведено компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния участка земной коры и проанализированы особенности локализации пластической деформации и распределения параметров напряженного состояния в слоях земной коры в выбранном регионе [5–7].

Результаты компьютерного моделирования сопоставлены с экспериментальными геологическими данными о разломах земной коры и местоположениях полезных ископаемых на территории Западно-Сибирской плиты. Полученные данные могут быть полезны в ходе разведки и освоения полезных ископаемых и ведении подземных работ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-71-01086, <https://rscf.ru/project/23-71-01086/>.

1. Burov E. Rheology and strength of the lithosphere // Marine and Petroleum Geology – 2011. – Vol. 28. – P. 1402–1443. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2011.05.008.
2. Гурами Ф.Г. Геология и перспективы нефтегазоносности Обь-Иртышского междуречья. – Л.:Гостехиздат., 1959. – 174 с.
3. Баженовская свита – главный источник ресурсов нетрадиционной нефти в России / А. Конторович, Л. Бурштейн, В. Казаненков, В. Конторович, Е. Костырева, Е. Пономарева, С. Рыжкова, П. Ян // Георесурсы, Геоэнергетика, Геополитика. – 2014. – №2(10). – С. 1 – 8.
4. Распределение органического вещества в породах баженовского горизонта (Западная Сибирь) / А. Конторович, Е. Пономарева, Л. Бурштейн, В. Глинских, Н. Ким, Е. Костырева, М. Павлова, А. Родченко, П. Ян // Геология и геофизика. – 2018. – Т. 59, № 3. – С. 357-371.
5. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния Тунгусской синеклизы и Якутско-Вилуйской крупной изверженной провинции // Вестник Томского гос. ун-та. Математика и механика. – 2022. – № 75. – С. 52–66. – DOI: 10.17223/19988621/75/5.
6. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния Якутско-Вилуйской изверженной провинции для анализа геотектонических процессов в Сибирском кратоне // Вестник Томского гос. ун-та. Математика и механика. – 2021. – № 69. – С. 53–68. – DOI: 10.17223/19988621/69/5.
7. Kocharyan G., Budkov A., Kishkina S. Effect of slip zone structure on earthquake rupture velocity // Physical Mesomechanics. – 2022. – Vol. 25. – P. 549–556. – DOI: 10.1134/S1029959922060078.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ШХ15СГ В ПРОЦЕССЕ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВЫГЛАЖИВАНИЯ

¹Ахметов А.Ж., ²Мухтаров Р.Т.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Выглаживание является физическим методом финишной упрочняющей и сглаживающей обработки деталей машин поверхностной пластической деформацией. Данный метод реализуется на современных обрабатывающих центрах, где движущийся инструмент вдавливается в поверхность вращающейся обрабатываемой детали.

В настоящее время можно считать установленным, что формирование нанокристаллической структуры в конструкционных сталях достигается интенсивной пластической деформацией сдвига при гидростатическом сжатии давлением более 2 ГПа и величине накопленной деформации более двух [1 – 4].

Целью работы является компьютерное исследование процесса наноструктурирующего выглаживания стали ШХ15СГ плоским цилиндрическим инструментом, наклоненным под углом к обрабатываемой поверхности. Задачами настоящей работы являются: разработка математической и физической моделей процесса выглаживания цилиндрическим индентором с регулируемым углом наклона к обрабатываемой поверхности; компьютерное моделирование и численное исследование влияния угла наклона цилиндрического индентора и силы выглаживания на контактное давление и деформацию сдвига.

Компьютерное моделирование выполнено в программном комплексе ABAQUS, который активно используется для моделирования процесса выглаживания. Данная задача решена в двухмерном приближении в связанной динамической термомеханической постановке, что позволило достаточно подробно исследовать напряженно-деформированное состояние в области контакта и влияние на него температурных эффектов, обусловленных образованием тепла при пластическом деформировании и трении. Разработанная конечно-элементная модель является развитием модели, предложенной ранее [5, 6]. Индентор моделировался жестким телом, а для описания механического поведения стали использовалось упругопластическая модель Джонсона-Кука. Значительные вариации значений параметров этой модели, которые представлены в литературе, обусловлены влиянием предварительной обработки стали на ее прочностные свойства и оказывают большое влияние на получаемые в расчетах значения напряжений и деформаций. По имеющимся экспериментальным данным одноосного квазистатического растяжения образцов стали ШХ15СГ для разных температур были определены параметры модели Джонсона-Кука.

Детальное исследование распределений напряжений в контактной зоне показало, что при движении наклонного цилиндрического индентора за ним не образуются растягивающие нормальные напряжения, что имело место для полусферического индентора и могло приводить к растрескиванию поверхностных слоев обрабатываемой стали.

Конечно-элементное моделирование процесса в пакете ABAQUS/Explicit позволило установить оптимальную величину силы выглаживания 250 Н для обеспечения контактного гидростатического давления более 3.5 ГПа и накопленную пластическую деформацию $\varepsilon = 1.2$ при угле наклона индентора 2 градуса. При этом, температура в контактной зоне достигает 405 °С, которая способствует к возникновению высокой локализации пластической деформации, проводящей к изменению исходной структуры до нанокристаллитов.

Представленные научные исследования будут полезны для решения междисциплинарных проблем в области машиностроения и материаловедения для развития и создания новых конструкционных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0003

1. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation / R. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. Langdon, M. Zechetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2006. – Vol. 58. – P. 33–39. – DOI:10.1007/s11837-006-0213-7.
2. Valiev R., Langdon T., Zhilyaev A. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications. – Hoboken: John Wiley & Sons, 2013. – 456 p. – DOI: 10.1002/9781118742679.
3. Toward control of subsurface strain accumulation in nanostructuring burnishing on thermostrengthened steel / V. Kuznetsov, I. Smolin, A. Dmitriev, S. Tarasov, V. Gorgots // Surf. Coat. Technol. – 2016. – Vol. 285. – P. 171–178. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2015.11.045
4. Kuznetsov V., Skorobogatov A., Gorgots V. Impact of indenter sliding velocity and loading repetition factor on shear strain and structure dispersion in nanostructuring burnishing // Facta Univ. Ser. Mech. Eng. – 2019. – Vol. 17. – P. 161–168. – DOI:10.22190/FUME190330023K.
5. Кузнецов В.П., Смолин И.Ю., Дмитриев А.И., Коновалов Д.А., Макаров А.В., Киряков А.Е., Юровских А.С. Конечно-элементное моделирование наноструктурирующего выглаживания // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 87–97.
6. Finite element simulation and experimental investigation of nanostructuring burnishing AISI 52100 steel using an inclined flat cylindrical tool / V. Kuznetsov, I. Smolin, A. Skorobogatov, A. Akhmetov // Applied Sciences. – 2023. – Vol. 13, Iss. 9, Art. num. 5324. – P. 1–21. – DOI 10.3390/app13095324.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

¹Багмутов В.П., ²Денисевич Д.С., ¹Захаров И.Н., ¹Баринов В.В., ³Задорожный В.С.

¹*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград*

²*Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана, Москва*

³*Общество с ограниченной ответственностью «Ультра-резонанс», Екатеринбург*

Рассматриваются результаты расчетного исследования процессов поверхностного упрочнения титановых сплавов в ходе электромеханической обработки (ЭМО) переменным током. Разрабатывается система математических моделей, описывающих комплекс взаимосвязанных явлений и эффектов различной природы (электрических, тепловых, структурных, механических), характерных для исследуемого типа высокоэнергетических воздействий. Дается описание основных уровней такой моделирующей системы, а также рассматриваемых на каждом из них физических явлений и соответствующих им моделей.

Первичными в данном комплексе являются модель механического контакта инструмента (твердосплавного ролика) с деталью и модель электрических полей, возникающих при пропускании тока через полученную зону контакта и порождающих тепловое воздействие на материал за счет выделения большого количества джоулева тепла в локальном приконтактном объеме.

Модель механического контакта описывает воздействие инструмента, прижатого к обрабатываемой поверхности детали заданным деформирующим усилием и движущегося относительно нее с заданной скоростью. Форма расчетной области принимается призматической или цилиндрической (в зависимости от формы обрабатываемой детали), в качестве основного материала рассматривается титановый сплав типа Ti6Al2V. Деформирующий инструмент задается в форме тороидального или конического ролика, материал — твердый сплав ВК6С, при этом в расчетах материал ролика принимается абсолютно жестким. Расчет зоны контакта и формирующегося напряженно-деформированного состояния ведется с учетом термоупругопластических деформаций обрабатываемого материала.

Модель нестационарных электрических полей описывает протекание тока через подвижную зону контакта инструмента с обрабатываемой поверхностью под действием разности потенциалов, задаваемой на их поверхностях. Устанавливается распределение плотности тока в зоне обработки и количество джоулева тепла, выделяющегося в локальной области поверхностного слоя.

Движущийся объемный источник джоулева тепла инициирует перераспределение температурных полей во времени и в объеме обрабатываемого материала и инструмента. Полученные в каждый момент времени распределения температуры используются в рамках решения связанной задачи термомеханики для определения термоупругопластических деформаций в зоне обработки. С другой стороны, тепловые процессы становятся движущей силой фазовых превращений в материале, определяя при этом кинетику их протекания. Периодический характер переменного тока обуславливает соответствующие регулярные изменения электрических и температурных полей, в результате чего формируется достаточно сложная картина локальной и глобальной неоднородности структуры металла и его механических и теплофизических свойств в объеме тела. При исследовании структурно-фазовых превращений учитываются эффекты поглощения/выделения скрытой теплоты при фазовых переходах на стадиях нагрева и охлаждения, а также появления дополнительных структурных деформаций в процессе трансформации. Данные деформации считаются объемными и вычисляются пропорционально доле образующихся фаз и относительному изменению их удельного объема.

Указанные механизмы в процессе интенсивного термосилового воздействия сопровождаются пластическими деформациями и определяют итоговое поле остаточных

напряжений после поверхностного упрочнения материала в ходе ЭМО.

По результатам расчетов получены характерные картины распределения плотности тока, температуры и давлений в зоне контакта инструмента с поверхностью детали в ходе ЭМО для ряда титановых сплавов. Проведено расчетное исследование особенностей формирования неоднородности структуры, свойств и напряженно-деформированного состояния (НДС) поверхностного слоя титановых сплавов после ЭМО переменным током.

Показано, что при ЭМО переменным током упрочненный трек на поверхности металла будет представлять собой совокупность отдельных фрагментов, образование каждого из которых соответствует отдельному электрическому (точнее – тепловому) импульсу. При этом единичный упрочненный фрагмент имеет форму близкую к эллипсоидной и окружен зоной вторичного теплового воздействия. При наложении соседних упрочненных зон друг на друга их исходная форма утрачивается вследствие взаимного отпуска и повторной закалки. В результате этого на упрочненной ЭМО переменным током поверхности образуется регулярная дискретная макроструктура, состоящая из областей упрочненного, разупрочненного и исходного металла.

Импульсный характер теплового воздействия при ЭМО переменным током и возникающая структурная неоднородность упрочненной поверхности сопровождаются формированием существенно неоднородного НДС материала. Для выяснения роли основных механизмов трансформации НДС (давление инструмента, тепловое действие тока, структурно-фазовые превращения) и их вклада в итоговое распределение остаточных напряжений в поверхностном слое исследуемого титанового псевдо-альфа-сплава Ti6Al2V получены и проанализированы результаты вычислительных экспериментов, моделирующих различные схемы поверхностного упрочнения при ЭМО:

- упрочнение за счет поверхностной пластической деформацией (ППД);
- упрочнение в результате действия движущегося импульсного источника тепла;
- комбинированное температурно-силовое воздействие при ЭМО.

По результатам анализа показано, что при комбинированном поверхностном упрочнении ЭМО+ППД на поверхности титановых сплавов в ходе ЭМО формируется упрочненный слой с мартенситной структурой повышенной твердости, а при последующей операции ППД создается приповерхностная зона сжимающих остаточных напряжений с напряженным состоянием, близким к двухосному сжатию. При этом периодический характер теплового воздействия переменного тока при ЭМО обуславливает образование между упрочненными фрагментами и треками регулярно расположенных мягких прослоек, в которых сохраняются растягивающие остаточные напряжения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01078, <https://rscf.ru/project/22-29-01078/>.

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД И ТОЛЩИНЫ ОСАДОЧНОГО ЧЕХЛА НА ФОРМУ СТРУКТУР НАРУШЕНИЙ ПРИ ПРОДОЛЬНОМ СДВИГЕ В ОСНОВАНИИ

¹Бакеев Р.А., ²Стефанов Ю.П.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск*

Деформационные структуры в осадочном чехле, происхождение которых связано со сдвиговой деформацией, являются наиболее распространёнными в земной коре [1–4]. Особое внимание сосредоточено на изучении строения структур горизонтального сдвига или цветковых структур, формирование которых обусловлено разрывным горизонтальным сдвигом в фундаменте, и решении обратной задачи восстановления строения структур в толще пород по форме разломов на дневной поверхности.

Строение цветковых структур достаточно хорошо изучено на природных объектах и в условиях лабораторных экспериментов. Но результаты численного моделирования позволяют прояснить ряд вопросов о пространственном строении таких нарушений, и сделать выводы о связи строения со свойствами горных пород и напряженным состоянием [5–7]. Известно, что эти структуры имеют сложную геликоидальную форму. В горизонтальном плане они выглядят как разлом с опережающими структурами в виде эшелонированной система разрывов с определенным набором углов наклона. Вертикальные разрезы структур, проходящие поперёк разлома в основании, имеют форму цветка или пальмы.

Впервые аналитический анализ напряжённого состояния при сдвиге в основании был проведён Ребецким [8]. Для вязко-упругой среды были рассчитаны главные напряжения и траектории главных осей, позволяющие сделать прогноз о форме структур нарушений. Численные исследования первым осуществил Braun [9], им представлены результаты моделирования для элемента земной коры, в основании которого расположены жёсткие литосферные плиты с разломом. Была получена характерная форма цветковых структур, проанализировано напряжённое состояние.

В настоящей работе с использованием численного моделирования решена задача об упруго-пластическом деформировании слоя осадочных горных пород при продольном сдвиге в основании. Проведён анализ напряжённого состояния на начальном этапе и в процессе деформирования, сделаны выводы о влиянии толщины деформируемого слоя, упругих свойств и эффективной прочности среды на форму структур.

Для описания макроскопической деформации горных пород используется модель Друккера-Прагера [10, 11], основанная на уравнениях упруго-пластичности. До наступления пластической деформации, напряжения рассчитываются по гипотезе упругого закона. Упругое состояние среды в пространстве напряжений ограничено поверхностью текучести, при достижении которой начинается процесс неупругой – пластической – деформации. Моделирование процесса осуществлялось при помощи численного решения системы уравнений динамики конечно-разностным методом второго порядка точности [12].

В ранних работах авторов [5–7] было показано, что можно выделить три основных типа структур нарушений при сдвиге в основании: субвертикальный разлом, цветковые структуры (рис.1а,б) и жёлоб (рис.1в). На финальной стадии процесса всегда формируется магистральный разлом, но на первых этапах сдвига основания формируются опережающие разломы (цветковые структуры) или наклонные сопряжённые разломы в виде жёлоба. На рис.1а показана заключительная стадия, когда уже образовался зигзагообразный магистральный разлом. Опережающие структуры в плане соответствуют полосам Риделя – R-сколам, а в вертикальном сечении (рис.1б) имеют характерную форму цветковых структур.

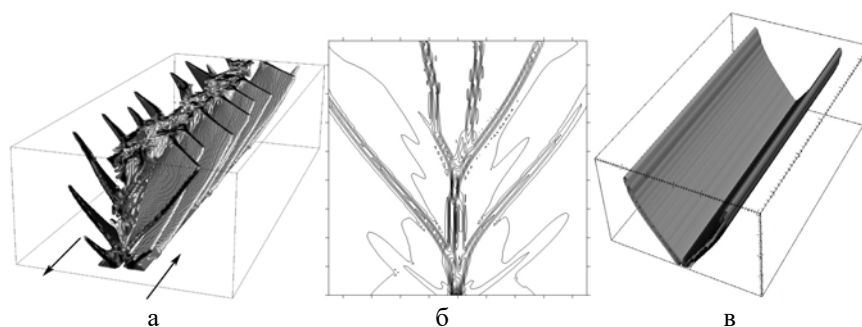


Рис. 1. Структуры нарушений в слое песчаника толщиной 4 км: цветковые структуры (а, б) и жёлоб (в)

Было проведено параметрическое исследование влияния на форму структур толщины осадочного чехла, упругих модулей и пластических свойств. Изучено формирование структур на начальном этапе сдвига в основании, изменение главных напряжений и главных осей. На величину интенсивности касательных напряжений влияет коэффициент Пуассона – чем он выше, тем ниже разница между вертикальными и горизонтальными напряжениями. Затем, с ростом сдвига блоков основания, играет роль эффективная прочность среды. При низкой прочности формируется вертикальный разлом или наклонные разломы (жёлоб). При достаточно высокой прочности, происходит поворот главных осей, и начинают формироваться наклонные структуры, повернутые относительно оси разлома, и в дальнейшем формируются цветковые структуры. Кроме этого показано, что для низкоконсолидированных пород в приповерхностных слоях начинает формироваться эшелонированная система полос Риделя. И затем происходит взаимодействие поверхностных и глубинных разломных систем. Для прочных пород поверхностная разломная система не развивается, а система, формирующаяся в вершине разлома, имеет более низкие углы наклона разломов, близкие к полосам Риделя.

Математическая модель, алгоритмы моделирования и обработки результатов разработаны в рамках госзадания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002. Постановка задачи и интерпретация результатов проведены в рамках госзадания ИНГГ СО РАН, проект ФНИ FWZZ-2022-0021.

1. Nigel H. Woodcock, Mike Fischer Strike-slip duplexes // J. Struct. Geol. – 1986. – Vol. 8. – No. 7. – P. 725-735.
2. Hancock P.L. Brittle micro tectonics: principles and practice // J. Struct. Geol. – 1985. – Vol. 7. – No. 3-4. – P. 437-457.
3. Sylvester G. Strike-slip faults // Geol. Soc. Am. Bull. – 1988. – Vol. 100. – No. 31. – P. 1666-1703.
4. Harding T.P. Seismic characteristics and identification of negative flower structures, positive flower structures, and positive structural inversion // Am. Assoc. Pet. Geol. Bull. – 1985. – Vol. 69. – No. 4. – P. 582-600.
5. Stefanov Yu.P., Bakeev R.A. // Eng. Fract. Mech. – 2014. – Vol. 129. – P. 102-111.
6. Structure and formation stages of a fault zone in a geomedium layer in strike-slip displacement of the basement / Stefanov Yu.P., Bakeev R.A., Rebetsky Yu.L., Kontorovich V.A. // Phys. Mesomech. – 2014. – Vol. 17. – No. 3. – P. 204-215.
7. Stefanov Yu.P., Bakeev R.A. Formation of flower structures in a geological layer at a strike-slip displacement in the basement // Izv. Phys. Solid Earth. – 2015. – Vol. 51. – No. 4. – P. 535-547.
8. Ребецкий Ю.Л. Напряженное состояние слоя при продольном сдвиге // Изв. АН СССР. Физ. Зем. – 1988. – № 9. – С. 29-35.
9. Braun J. Three-dimensional numerical simulations of crustal-scale wrenching using a non-linear failure criterion // J. Struct. Geol. – 1994. – Vol. 16. – No. 8. – P. 1173-1186.
10. Drucker D.C., Prager W. Soil mechanics and plastic analysis or limit design // Quart. Appl. Math. – 1952. – Vol. 10. – P. 157-165.
11. Nikolaevskii V.N. Constitutive equations for plastic deformation of a loose medium // J. Appl. Math. Mech. – 1971. – Vol. 35. – No. 6. – P. 1070-1082.
12. Wilkins M. L. Computer simulation of dynamic phenomena // Computer Simulation of Dynamic Phenomena. – Berlin-Heidelberg-New York: Springer-Verlag, 1999. – 246 pp.

РОЛЬ ДЕФЕКТОВ В УВЕЛИЧЕНИИ ПРОЧНОСТИ ИНТЕРФЕЙСА ГРАФЕН/Fe(110)

¹Бакулин А.В., ^{1,2}Кулькова С.Е., ³Хокер С.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³Институт функциональных материалов и квантовых технологий, Штутгартский университет, Штутгарт

Материалы, содержащие графен, находятся в центре внимания теоретических и экспериментальных исследований из-за своих уникальных электронных и механических свойств, которые могут использоваться в различных приложениях в электронике и спинтронике, а также для создания композиционных материалов на их основе. Электронная структура и энергия связи графена с различными металлическими поверхностями неоднократно изучались *ab-initio* методами. Например, было установлено, что на поверхности (111) металлов Al, Ag, Cu, Au, Ir и Pt имеет место физадсорбция листа графена, тогда как хемосорбция обнаружена в случае Co, Ni, Pd, Ru и Ti. Было показано, что в случае Ni, Co и γ -Fe вследствие межатомного взаимодействия на интерфейсе на атомах углерода индуцируется значительный магнитный момент, тогда как магнитные моменты интерфейсных атомов металла значительно уменьшаются. В то же время изучение границ раздела графен/ α -Fe практически не проводилось из-за большого несоответствия решеток и сложности их получения. Впервые экспериментально графен на поверхности α -Fe(110) был получен методом химического осаждения из газовой фазы [1]. Было установлено, что из-за некогерентной границы раздела графеновый слой является гофрированным. В работе [2] изучались трибохимические свойства графена на поверхности Fe(110). Было показано, что лист графена, ориентированный под углом 90° по сравнению с моделью из [1], является плоским. В работе [3] с помощью *ab initio* расчетов изучались три различных полукогерентных интерфейса графен/ α -Fe(110): первый соответствовал структуре, предложенной в [2], два других – границе раздела из работы [1] и отличались конфигурацией контакта. Расчеты [3] позволили подтвердить возможность самопроизвольного гофрирования листа графена в случае *hollow*-конфигурации. Кроме того, в [3] изучалось влияние одиночных вакансий в графене на адгезию на границе раздела. Показано, что вакансии приводят к увеличению адгезии вследствие усиления ковалентного вклада в C–Fe взаимодействие, которое наиболее выражено для атомов углерода ближайших к вакансии. Целью настоящей работы являлось изучение влияния примесей бора и азота, замещающих атом углерода в графене, на адгезию графена на поверхности α -Fe(110).

Расчеты атомной и электронной структуры сплава границы раздела графен/ α -Fe проводились методом проекционных присоединенных волн (PAW) с обобщенным градиентным приближением для обменно-корреляционного функционала. Энергия обрезания плоско-волнового базиса была равна 500 эВ. Для всех систем проводились спин-поляризованные расчеты с дисперсионными поправками DFT-D2 [4] для учета Ван-дер-Ваальсовского взаимодействия. Глобальный параметр масштабирования S_6 был равен 0,75. Работа отрыва (W_{sep}) рассчитывалась по стандартной формуле. Моделировались два варианта контактов: лист графена расположен на поверхности α -Fe(110) и в объеме железа. В последнем случае графен располагался между двумя пленками железа, что приводило к образованию двух границ раздела графен/ α -Fe(110).

Атомная структура исследуемой границы раздела, а также позиции атомов углерода, которые замещались бором и азотом, показаны на рис. 1а. Примеси располагались в двух позициях: *top* (*t*) – над атомом железа и *bridge* (*b*) – между двумя атомами железа. Расчеты показали, что примесь бора повышает работу отрыва до 1,40 и 1,43 Дж/м² в случае *t* и *b* позиций на поверхности и до 1,22 и 1,24 Дж/м² в объеме α -Fe. Напомним, что в случае нелегированного графена работа отрыва равна 1,28 и 1,18 Дж/м² на поверхности и в объеме, соответственно. Примесь азота практически не влияет на прочность интерфейса (W_{sep} изменяется не более чем на 0,01 Дж/м²); напротив, в объеме работа отрыва уменьшается на

0,04 и 0,07 Дж/м² для t и b позиций, соответственно. Изменение работы отрыва вследствие легирования графена приведено на рис. 1б.

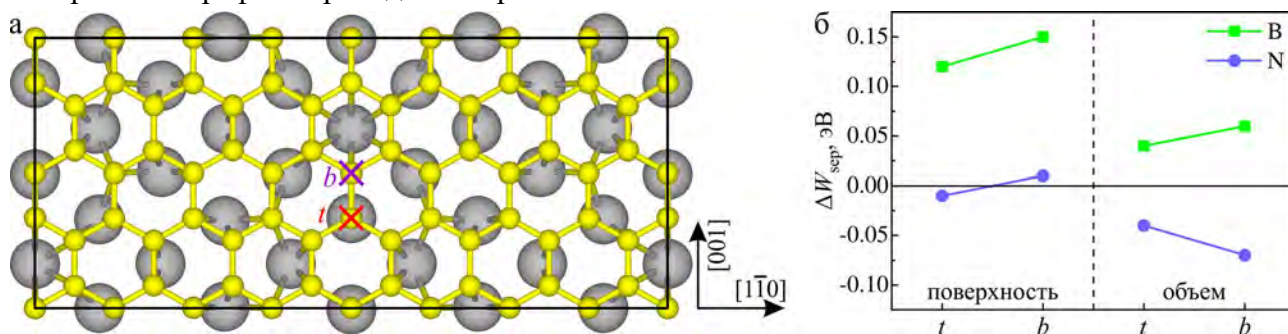


Рис. 1. Атомная структура поверхности α -Fe(110) со слоем графена: позиции примесей показаны крестами (а) и изменение работы отрыва на интерфейсе графен/Fe(110) на поверхности и в объеме железа при легировании (б)

Появление бора в t -позиции приводит к более равномерному распределению связей по длинам, тогда как в случае b -позиции происходит уменьшение числа длинных связей и увеличение коротких. Легирование азотом не приводит к сколько-нибудь выраженному изменению распределения связей C–Fe по длинам для обеих позиций. Легирование слоя графена в объеме Fe приводит к одинаковым изменениям плотности связей независимо от типа примеси и ее положения – появляются дополнительные связи длиной 2,6–2,7 Å. Поскольку электроотрицательность бора ниже, чем углерода, а азота, напротив, выше, то эти примеси в графене играют роль соответственно донора и акцептора электронной плотности. Это приводит к тому, что на поверхности Fe(110) ближайшие к бору атомы углерода получают в зависимости от его позиции на 0,53–0,58 эл. больший заряд, чем на идеальном интерфейсе. В то же время, в случае азота эти атомы отдают заряд, равный 0,19–0,24 эл. по сравнению с нелегированным графеном. В случае объема железа изменение зарядового состояния атомов углерода чуть более выражено, тогда как заряды интерфейсных атомов Fe практически не изменяются на границах раздела обоих типов. В работе также анализируется изменение магнитных моментов атомов углерода и железа вследствие легирования графена.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0001.

1. Formation and structure of graphene waves on Fe(110) / Vinogradov N.A., Zakharov A.A., Kocovski V., Rusz J., Simonov K.A., Eriksson O., Mikkelsen A., Lundgren E., Vinogradov A.S., Mårtensson N., Preobrajenski A.B. // Phys. Rev. Lett. – 2012. – Vol. 109. – P. 026101. – DOI:10.1103/PhysRevLett.109.026101.
2. Restuccia P., Righi M.C. Tribochemistry of graphene on iron and its possible role in lubrication of steel // Carbon. – 2016. – Vol. 106. – P. 118–124. – DOI:10.1016/j.carbon.2016.05.025.
3. Ab initio investigations of Fe(110)/graphene interfaces / Hocker S., Lipp H., Schmauder S., Bakulin A.V., Kulkova S.E. // Appl. Surf. Sci. – 2022. – Vol. 598. – P. 153714. – DOI:10.1016/j.apsusc.2022.153714.
4. Grimme S. Semiempirical GGA-type density functional constructed with a long-range dispersion correction // J. Comput. Chem. – 2006. – Vol. 27. – P. 1787–1799. – DOI:10.1002/jcc.20495.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АДДИТИВНЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ

Балохонов Р.Р., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы AlSi широко используются в авиации, космосе, энергетике и машиностроении. Система AlSi12% представляет собой многоуровневый композит, характеризуемый наличием поликристаллической структуры на макроуровне, дендритной структуры ячеек первичного алюминия, окруженного эвтектическим каркасом, на мезоуровне и эвтектики «алюминий – частицы кремния» на микроуровне. Изготовление изделий сложной формы из силуминов методами локальной металлургии, например, электронно-лучевым аддитивным плавлением проволоки (ЭЛАП), является на сегодняшний день новым и одним из наиболее перспективных направлений. Несмотря на широкое использование аддитивных и композиционных материалов, проблемы их прочности и долговечности на сегодняшний день до конца не решены. Остается дискуссионным вопрос, связанный с возникновением и влиянием остаточных напряжений в процессе изготовления и дальнейшей эксплуатации композитов. Связано это, прежде всего, с тем, что композиты характеризуются сложной многоуровневой структурой. В связи с этим особую актуальность и значимость приобретает прогнозирование механического поведения композитов с учетом границ раздела различной геометрии масштаба и свойств. Многомасштабное численное моделирование является важным дополнением к экспериментальным исследованиям, позволяет изучать эволюцию локальных параметров напряженно-деформированного состояния внутри объема композита и в процессе его нагружения, а также снизить материальные и временные затраты на проведение дорогостоящих экспериментов. Работ, связанных с моделированием деформации и разрушения ЭЛАП силуминов с явным учетом многомасштабной структуры, на сегодняшний день в литературе нет.

Исследуются неоднородное деформирование и разрушение ЭЛАП и композиционных материалов с алюминиевой матрицей и частицами кремния и карбидов металлов. Краевые динамические задачи в двумерной и трехмерной постановках решаются численно методом конечных элементов с использованием пакета ABAQUS/Explicit. Методами пошагового заполнения и динамической съемки поверхностей природных камней щебенки созданы трехмерные структуры композитов с частицами неправильной угловатой формы. Для описания упругопластической реакции однородной и поликристаллической матрицы используются изотропные и анизотропные модели типа Дюамеля-Неймана, включающие ассоциированный закон пластического течения и физическую теорию пластического течения, соответственно. Разрушение частиц и матрицы происходит при критических значениях интенсивностей напряжений и накопленной пластической деформации, соответственно. Исследованы особенности формирования и эволюции остаточных напряжений, локализации пластической деформации, зарождения и развития трещин при растяжении и сжатии композитов и ЭЛАП силуминов, как из начального недеформированного состояния, так из состояния после охлаждения. Проведен сравнительный анализ деформации и разрушения композита с учетом и без учета поликристаллического строения матрицы. Изучено влияние объемной доли частиц, адгезии на границе раздела «матрица-частица», толщины композитного покрытия. Для ЭЛАП сплавов исследованы закономерности деформирования и эффективные свойства эвтектики и материала на уровне дендритной структуры.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТАЛЬНЫХ УДАРНИКОВ С МНОГОСЛОЙНЫМИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИМИ ПРЕГРАДАМИ

Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Современные противоударные средства защиты представляют собой слоистую конструкцию из нескольких материалов. Одним из материалов, широко используемых в защитных конструкциях, является высокотвердая керамика. Наиболее широкое применение в противоударных конструкциях получили карбид бора (B_4C), карбид кремния (SiC), оксид алюминия (Al_2O_3). Керамические материалы имеют низкую плотность, высокие твердость, модуль упругости и прочность на сжатие. В тоже время керамика обладает низкой трещиностойкостью и прочностью на растяжение. Керамика располагается на фронтальной поверхности защитной конструкции, на подложке, которая обеспечивает защиту от фрагментов керамики и ударника. В качестве подложки используются пластичные металлические сплавы, полимерные материалы, композиты на основе углепластиков или органопластиков. Исследованию свойств высокотвердой керамики посвящено много экспериментальных, теоретических и численных работ, как российских, так и зарубежных исследователей [1-4].

В нашей работе численно моделируется взаимодействие стального ударника (область D_1) с трехслойной преградой, рисунок 1. Материал верхнего слоя преграды – карбид бора (область D_2), последующие слои (области D_3 и D_4) состоят из алюминиевого сплава Д16Т и композиционного анизотропного материала (органопластика). Ударник взаимодействует с преградой с начальной скоростью v_0 под углом α (угол между продольной осью ударника и нормалью n к преграде). В начальный момент времени $t=0$ направление вектора скорости совпадает с продольной осью ударника. Рассмотрен диапазон скоростей взаимодействия 400–1000 м/с и углов встречи 0–70°. На контактных поверхностях между ударником и преградой реализованы условия скольжения без трения, на контактных поверхностях между слоями преграды – условия «слипания».

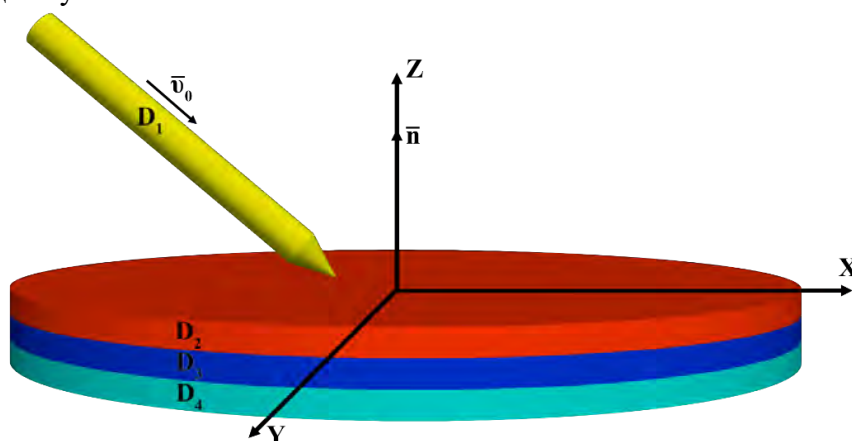


Рис. 1. Постановка задачи

Моделирование проводится в полной трехмерной постановке методом конечных элементов с использованием авторского алгоритма и программного комплекса EFES [5], позволяющего моделировать фрагментацию взаимодействующих тел с образованием новых контактных и свободных поверхностей, эрозионное разрушение материалов. Адекватность математической модели и численного алгоритма подтверждается хорошим согласием экспериментальных и численных результатов [6, 7, 8].

Поведение металлического слоя преграды и материала ударника описывается упругопластической моделью [6]. В качестве критерия разрушения металлов принимается предельная величина интенсивности пластических деформаций [6–7]:

$$e_u = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{3T_2 - T_1^2}, \quad (1)$$

где T_1 , T_2 – первый и второй инварианты тензора деформаций.

Поведение керамики В4С описывалось упругохрупкой пластичной средой, хрупко разрушающейся при растяжении. Шаровая часть тензора напряжений (давление) определялась соотношением:

$$P = \left[\exp \left(4b \frac{V_0 - V}{V_0} \right) - 1 \right] \frac{\rho_0 c_0^2}{4b}, \quad (2)$$

где ρ_0 – начальная плотность, c_0 и b – коэффициенты ударной адиабаты $D = c_0 + bu_m$, u_m – массовая скорость, V_0 и V – начальный и текущий удельные объемы. Уравнение ударной адиабаты карбида бора взято из работы [3], прочностные характеристики из [1–2]. В качестве критерия разрушения карбида бора предлагается тензорно-полиномиальный критерий Хоффмана [8], учитывающий различия пределов прочности при сжатии и растяжении.

Поведение анизотропного композита описывалось в рамках модели хрупкоразрушающегося ортотропного материала [9]. До разрушения компоненты тензора напряжений в материале преграды определялись из соотношений обобщенного закона Гука, записанного в терминах скоростей деформаций:

$$\dot{\sigma}^{ij} = C^{ijkl} e_{kl}, \quad (3)$$

где σ^{ij} – контравариантные компоненты тензора напряжений; C^{ijkl} – упругие постоянные. Моделирование разрушения органопластика проводится в рамках феноменологического подхода. В качестве критерия прочности использовался тензорно-полиномиальный критерий Цая–Ву [9]:

$$f(\sigma^{ij}) = F_{ij} \sigma^{ij} + F_{ijkl} \sigma^{ij} \sigma^{kl} + \dots = 1, \quad i, j, k, l = 1, 2, 3. \quad (4)$$

Здесь F_{ij} и F_{ijkl} являются компонентами тензоров 2-го и 4-го ранга соответственно.

Проведено сравнение результатов с экспериментальными и расчетными данными [1, 4], показавшее их хорошее согласование. Изучено влияние последовательности расположения металлического и композитного слоя на защитные свойства преграды. Определены геометрические и кинематические параметры, при которых происходит рикошет ударника от преграды. Исследовано влияние ориентации осей симметрии ортотропного композита на ударно-волновую картину и разрушение слоистой преграды.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-00407, <https://rscf.ru/project/22-21-00407/>.

1. Moynihan T.J., Chou S.-C., Mihalein A.L. Application of the depth-of-penetration test methodology to characterize ceramics for personnel protection // Def. Technol. – 2000. – Vol. 15, No. 6. – P. 829–836.
2. Динамическая прочность реакционно-спеченной керамики карбида бора / Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Разоренов С.В. и др. // ЖТФ. – 2015. – Т. 85, № 6. – С. 77–82.
3. Молодец А.М., Голышев А.А., Шахрай Д.В. Уравнения состояния и кривая плавления карбида бора в области высоких давлений ударного сжатия // ЖТФ. – 2017. – Т. 151, № 3. – С. 550–557.
4. Kraus A.E., Kraus E.I., Shabalin I.I. Impact resistance of ceramics in a numerical experiment // J. Appl. Mech. Tech. Phys. – 2020. – Vol. 61, No. 5. – P. 847–854.
5. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0) // Государственная регистрация программы для ЭВМ. – № 2019664836 от 14.11.2019.
6. Radchenko P.A., Batuev S.P., Radchenko A.V. Effect of projectile rotation on high-velocity impact fracture // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25, No. 2. – P. 119–128.
7. Канель Г.И., Щербань В.В. Пластическая деформация и откольное разрушение железа «Армко» в ударной волне // ФГВ. 1–980. – Т. 16, № 4. – С. 93–103.
8. Hoffman O. The brittle strength of orthotropic materials // J. Compos. Mater. – 1967. – Vol. 1. – P. 200–206.
9. Tsai S.W., Wu E.M. A general theory of strength for anisotropic materials // J. Compos. Mater. – 1971. – Vol. 5. – P. 58–80.

КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В НЕЛИНЕЙНЫХ МОДЕЛЯХ ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА

Баяндин Ю.В.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

В процессе эксплуатации конструктивные элементы силовых установок самолетов и промышленных газотурбинных установок могут подвергаться как циклическому усталостному нагружению, так и случайным воздействиям, в том числе динамическим, а также с учетом широкого диапазона температурного режима работы элементов и конструкций [1-4]. Для оценки эксплуатационных характеристик необходимы теоретические и экспериментальные подходы к физическому (натурному) и математическому моделированию поведения деталей конструкций из современных конструкционных материалов в условиях, приближенных к планируемой эксплуатации.

В частности, для численного моделирования деформирования и разрушения элементов конструкций из современных материалов необходимы верифицированные определяющие соотношения и математические модели на их основе, способные адекватно описывать поведение материалов с учетом внешних факторов – скорости нагружения, температуры, вида напряженно-деформированного состояния и других факторов, в том числе структурных изменений, обусловленных накоплением поврежденности. Широкое распространение получили феноменологические (или структурно-феноменологические) определяющие соотношения, вид и параметры которых устанавливаются по результатам квазистатических, включая циклические, и динамических испытаний. Идентификацию определяющих соотношений и математических моделей на их основе необходимо использовать в численных расчетах для прогнозирования поведения реальной конструкции, если затем проведена верификация разрабатываемых моделей поведения реальных конструкций. Обычно, верификацию проводят на основании сопоставления экспериментальных результатов натурного испытания модельных образцов и численного (конечно-элементного) аналога с использованием идентифицированных моделей деформирования и разрушения деформируемых твердых тел.

Целью работы является исследование закономерностей процессов деформирования, накопления поврежденности и разрушения твердых тел с дефектами при квазистатических и динамических воздействиях в широком диапазоне изменения интенсивности нагружения и скорости деформации. В работе сформулированы нелинейные определяющие соотношения для описания деформирования твердого тела с учетом кинетики накопления повреждений и разрушения в металлах, сплавах, керамиках и композиционных материалах. Задачи идентификации параметров и верификации разработанной модели были проведены по известным данным экспериментальных исследований, в том числе выполненных в лаборатории физических основ прочности ИМСС УрО. Идентификация модели твердого тела с дефектами проводилась по данным стандартных испытаний на растяжение, сжатие и сдвиг как при квазистатическом, так и при динамическом деформировании. Для ряда металлов и сплавов верификация проводилась по данным ударно-волновых экспериментов, включающих плоский удар, динамическое нагружение с использованием разрезного стержня Гопкинсона-Кольского и модифицированный тест Тейлора. Для композиционных материалов верификация проводилась по данным измерений скорости звука и акустической эмиссии.

В результате работы предложены нелинейные упруговязкопластические определяющие соотношения деформируемого твердого тела с дефектами, в том числе с учетом анизотропии упругих свойств. Решены задачи идентификации параметров для ряда конструкционных материалов, используемых в авиационной промышленности. На основе полученных определяющих соотношений твердого тела с дефектами реализованы математические модели для описания закономерностей деформирования и разрушения металлов, сплавов и керамик. Разработанные модели позволили описать ключевые эффекты, наблюдаемые

экспериментально при плоском ударно-волновом нагружении. Предложенные определяющие соотношения твердого тела с дефектами верифицированы сопоставлением результатов численного моделирования с экспериментальными данными по автомодельности волновых фронтов [5], релаксации упругого предвестника [6], откольного разрушения [7], модификации испытаний с использованием разрезного стержня Гопкинсона-Кольского [8] и методики теста Тейлора-Гопкинсона [9]

Для композиционных материалов реализована отдельная математическая модель, учитывающая слоистую структуру и анизотропию упругих свойств. Решена задача моделирования эффективных упругих свойств представительного объема ортотропного композиционного материала с учетом накопления повреждений. Проведены исследования по определению влияния накопления повреждений в процессе деформации угле- и стеклопластиков [10] на акустические свойства с целью определения эффективных модулей упругости и верификации развиваемых моделей деформирования и разрушения композитов с повреждениями. Решение задачи методом конечных элементов по нагружению ячейки периодичности композиционного материала позволило определить эффективные упругие модули в зависимости от накопленных повреждений, обусловленных зарождением и развитием дефектов в процессе деформирования. Разработанная структурно-феноменологическая модель ортотропного композиционного материала верифицирована по данным измерения скорости звука, получено хорошее соответствие деградации продольного модуля Юнга при одноосном растяжении образцов из стекло- и углепластиков.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-30041). Ссылка на проект <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.

1. Долговечность сплава АМгб при последовательном ударно-волновом и гигацикловом нагружении / В.А. Оборин, М.В. Банников, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. – №1. – С.121-128. – DOI: 10.15593/perm.mech/2019.1.10.
2. Описание эффекта падения прочности сплава АМгб с ростом температуры при динамическом нагружении / Д.А. Билалов, М.А. Сокоиков, Ю.В. Баяндин, В.В. Чудинов, В.А. Оборин, О.Б. Наймарк // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. – №2. – С.5-14. – DOI: 10.15593/perm.mech/2019.2.01.
3. Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Уваров С.В. Деформационное поведение и разрушение металлов и сплавов при комбинированных воздействиях: статика, динамика, усталость // Международная конференция "Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии". – Томск: Национальный исследовательский Томский государственный университет, 2020. – С. 148-149. – DOI: 10.17223/9785946219242/92.
4. Damage-failure transition under consecutive dynamic and very high cycle fatigue loads / M. Bannikov, V. Oborin, Yu. Bayandin, D. Ledon, D. Kiselkov, A. Savinykh, G. Garkushin, S. Razorenov, O. Naimark // Journal of Applied Physics. – 2022. – V.131. – P.135902. – DOI: 10.1063/5.0085348.
5. Bayandin Yu., Saveleva N., Naimark O. Steady plastic wave fronts and scale universality of strain localization in metals and ceramics // Fracture and Structural Integrity. – 2019. – V.13, Is.49. – P.243-256. – DOI: 10.3221/LGF-ESIS.49.24.
6. Формирование упруго-пластических фронтов и откольное разрушение в сплаве АМгб при ударных воздействиях / Н.В. Савельева, Ю.В. Баяндин, А.С. Савиных, Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов, О.Б. Наймарк // Письма в ЖТФ. – 2018. – Т.44, Вып. 18. – С. 39-46. – DOI: 10.21883/PJTF.2018.18.46610.17411.
7. Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Модель формирования откола // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2013. – № 3. – С. 210-221. – DOI: 10.15593/perm.mech/2013.3.210-221.
8. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В. Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // Вычислительная механика сплошных сред. – 2017. – Т. 10.- № 1. – С. 103-112. – DOI: 10.7242/1999-6691/2017.10.1.9.
9. Баяндин Ю.В., Билалов Д.А., Уваров С.В. Верификация широкодиапазонных определяющих соотношений для упруговязкопластических материалов с использованием теста Тейлора-Гопкинсона // Вычислительная механика сплошных сред. – 2020. – Т. 13, № 4. – С. 449-458. – DOI: 10.7242/1999-6691/2020.13.4.35.
10. Numerical simulation of deformation and failure of orthotropic composite materials / Yu. Bayandin, I. Panteleev, K. Zhitnikova, O. Naimark // AIP Conference Proceedings. – AIP Publishing, 2016. – Vol. 1785, №. 1. – С. 040007. – DOI: 10.1063/1.4967064.

ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ТУРБОСТРАТНОГО ГРАФЕНА И МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК СО СТРУКТУРНЫМ БЛИЖНИМ ПОРЯДКОМ

Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В структуре низкоразмерных углеродных материалов в процессе роста и постобработки образуются дефекты, обусловленные осаждением на их поверхность чужеродных атомов [1]. Функционализация может определять тип проводимости и вносить существенный вклад в электронные тепловые свойства турбостратного двухслойного графена (ТБГ) и многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) [2]. Азотирование графена и МУНТ приводит к увеличению плотности электронных состояний (ПЭС) на уровне Ферми, функционализация кислородсодержащими группами - к открытию в щели ПЭС [3]. Формирование ближнеупорядоченных областей различного типа на порядок понижают теплопроводность ТБГ и МУНТ по сравнению с «чистыми» материалами.

Несмотря на многочисленные экспериментальные исследования структуры и свойств графеновых материалов теоретического объяснения обнаруженных изменений свойств и характеристик углеродных наноматериалов при структурных перестройках на основе единого подхода все еще нет. Поэтому, целью настоящей работы являлось установление закономерностей формирования электронных транспортных и тепловых свойств ТБГ и МУНТ со структурным и концентрационным ближним порядком.

Расчет параметров ближнего порядка для ТБГ и МУНТ при их функционализации проводился с использованием теории Кривоглаза-Кацнельсона, доработанной с учетом особенностей гексагональной структуры [4]. Расчеты электронных свойств проводились в рамках модели разупорядоченных низкоразмерных материалов с локальным ближним порядком [3] с использованием метода температурных функций Грина. В результате проведено исследование влияния ближнего порядка на изменение электронных транспортных свойств углеродных наноматериалов. Показано, что ближнеупорядоченные структурные перестройки приводят к увеличению ПЭС на уровне Ферми при расслоении и открытию в ПЭС щели ~ 1.3 эВ при упорядочении [3]. Новый ближний порядок определяет температурную зависимость проводимости, увеличение электронного вклада до 15% в теплоемкость и теплопроводность наноматериалов при низких температурах. Данные корреляции важны при использовании углеродных наноматериалов в проводящих композитах, датчиках, производстве, хранении энергии и др.

Таким образом, учет трехмерного ближнего порядка, формирующегося в низкоразмерных углеродных материалах, позволяет объяснить экспериментально обнаруженные особенности в поведении их электронных транспортных и тепловых свойств. Полученные результаты позволяют дать рекомендации по целенаправленному изменению структуры низкоразмерных углеродных материалов и модификации их свойств.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW2022-0002.

1. Wallace P.R. The Band Theory of Graphite // Phys. Rev. – 1947. – Vol. 71. – P. 622-634. – DOI: 10.1103/PhysRev.71.622.
2. Davidov S.Y. Adsorption-induced energy gap in the density of states of single-sheet graphene // Semicond. – 2012. – Vol. 46. – №. 2. – P. 193-198. – DOI: 10.1134/S1063782612020066.
3. Oxygen functionalization and electronic band gap control in the disordered multi-walled carbon nanotubes / A.A. Belosludtseva, N.G. Bobenko, V.E. Egorushkin [et al.] // Synth. Met. – 2021. – Vol. 280. – P. 116866. – DOI: 10.1016/j.synthmet.2021.116866.
4. Иверонова, В.И., Кацнельсон А.А. Ближний порядок в твердых растворах – М.: Наука, 1977. – 256 с.

МЕХАНИЗМ РЕГУЛЯЦИИ КИСЛОРОДА ПРИ ГИПОКСИИ HIF-1 α БЕЛКОМ НА КАРБОКСИЛЬНО ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ N-МУНТ

¹Бобенко Н.Г., ²Шунаев В.В., ³Корусенко П.М., ¹Егорушкин В.Е., ²Глухова О.Е.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского, Саратов

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

В последнее время в биомедицине в клинико-диагностических исследованиях электроэнцефалографии, электрокардиографии и электромиографии, в тканевой инженерии в качестве основы биосовместимых имплантов активно используются одностенные и многостенные углеродные нанотрубки (ОУНТ/МУНТ) [1,2]. Чистые УНТ имеют ряд недостатков, ограничивающие их использование в биомедицине: слабая растворимость, короткий период полураспада, иммуногенность, токсичность и др. В отличие от токсичных чистых углеродных нанотрубок COOH-N-МУНТ биосовместимы с тканями, не вызывают токсических отравлений при их введении в организм, способны присоединять молекулы белков и лекарств и, таким образом, имеют высокий потенциал использования в фармакологии [3,4]. Исследование возможности переноса углеродными нанотрубками именно белка HIF-1 α является важной задачей, так как его недостаток или избыток приводит к онкологическим, сердечно-сосудистым и другим заболеваниям. Фармакологическое контролируемое изменение концентрации белка HIF-1 α в биологическом организме поможет в борьбе с широким спектром заболеваний [5].

Исследованные в настоящей работе N-МУНТ синтезированы методом каталитического химического осаждения из паровой фазы и функционализированы COOH-группой после облучения ионами аргона. Детальная информация о химическом состоянии, локальной структуре, типах структурных дефектов материала, состава кислородных групп получена с использованием методов HRTEM, XPS (Рис. 1), а также Рамановской спектроскопии и NEXAFS [6].

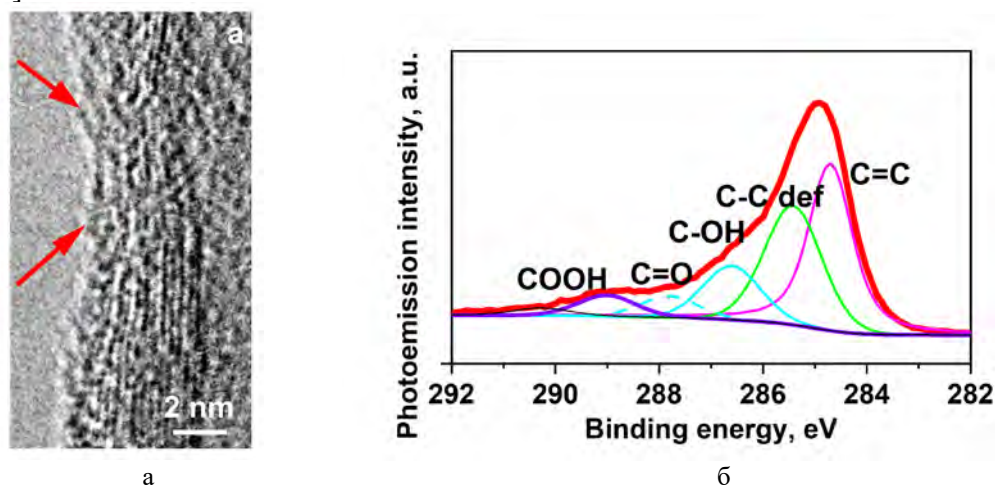


Рис. 1. Экспериментальные данные по атомной и электронной структуре N-МУНТ: TEM (а), C1s XPS спектр (б)

Наличие кристаллитов, топологических дефектов преимущественно Стоуна-Уэльса и концентрации кислородных групп на интерфейсах обуславливает формирование в рассматриваемой структуре суперячеек с ближним и с дальним порядком. С учетом этого для теоретических исследований с использованием квантово-химических методов были построены суперячейки COOH-N-МУНТ с содержанием 2,7, 4 и 6 ат.% кислорода в карбоксильных группах. Для всех структур исследованы изменения атомной и электронной структуры, проанализирован механизм карбоксильной функционализации, исследовано поведение HIF-1 α белка при его взаимосвязи с COOH-N-МУНТ.

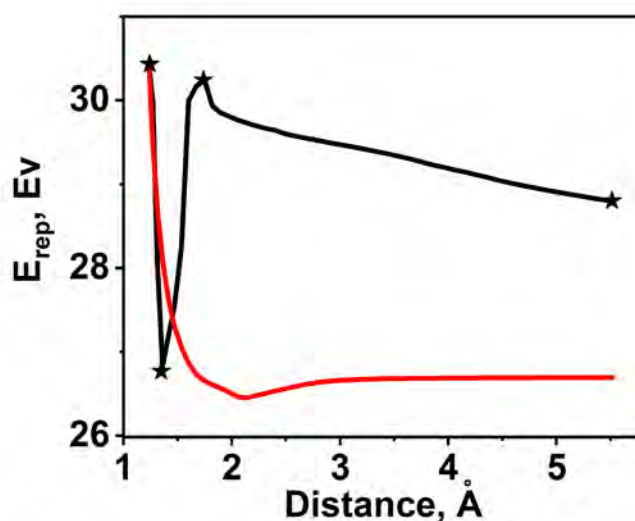


Рис. 2. Зависимость энергии отталкивания E_{rep} группы ООН и поверхности трубки от расстояния между атомами С=О. Красная кривая соответствует жестко закрепленному атому С в поверхностном слое: дефекты Стоуна-Уэльса отсутствуют, потенциальный барьер 3.2эВ. Черная кривая описывает структуру с дефектами Стоуна-Уэльса, потенциальный барьер 1.62эВ

Теоретически показано, что наличие дефектов Стоуна-Уэльса значительно уменьшает потенциальные барьеры и облегчает присоединение COOH - групп к поверхности нанотрубок (Рис.2) [6]. Основную роль в функционализации, диффузной релаксации, регуляции кислорода и возможности доставки лекарств играет гибридизация электронных состояний. Природа волновой диффузии определяется гибридизацией ОН белка и $\text{O}=\text{C}$ карбоксильной группы. Наиболее подходящими для доставки лекарств являются COOH -N-МУНТ с 6 ат. % кислорода в карбоксильных группах.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW2022-0002, а также при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания (проект FSRR-2023-0008) и гранта Российского научного фонда (проект № 21-72-10029).

1. Interfaces Based on Laser-Structured Arrays of Carbon Nanotubes with Albumin for Electrical Stimulation of Heart Cell Growth / A.Y. Gerasimenko, E. Kitsyuk, U.E. Kurilova, I.A. Suetina, et al. // *Polymers*. – 2022. – Vol. 14. – P. 1866. – DOI:10.3390/polym14091866.
2. Laser fabrication of composite layers from biopolymers with branched 3D networks of single-walled carbon nanotubes for cardiovascular implants / A.Y. Gerasimenko, U.E. Kurilova, M.S. Savelyev, D.T. Murashko, O.E. Glukhova // *Compos. Struct.* – 2021. – Vol. 260. – P. 113517. – DOI:10.1016/j.compstruct.2020.113517.
3. Lotfi M., Morsali A., Bozorgmehr M.R. Comprehensive quantum chemical insight into the mechanistic understanding of the surface functionalization of carbon nanotube as a nanocarrier with cladribine anticancer drug // *Appl. Surf. Sci.* – 2018. – Vol. 462. – P. 720–729. – DOI:10.1016/j.apsusc.2018.08.151.
4. H. Lari, A. Morsali, M. Herav. The prediction of COOH functionalized carbon nanotube application in melphalan drug delivery // *Nanosyst. Phys. Chem. Math.* – 2019. – Vol.10. – P.438–446. – DOI:10.17586/2220-8054-2019-10-4-438-446.
5. A. Giaccia, B.G. Siim, R.S. Johnson. HIF-1 as a target for drug development. // *Nat. Rev. Drug Discov.* – 2003. – Vol.2. – P. 803–811. – DOI:10.1038/nrd1199.
6. Carboxyl Functionalization of N-MWCNTs with Stone–Wales Defects and Possibility of HIF-1 α Wave-Diffusive Delivery / V.V. Shunaev, N.G. Bobenko, P.M. Korusenko, V.E. Egorushkin, O.E. Glukhova // *Int. J. Mol. Sci.* – 2023. – Vol. 24. – P.1296. – DOI:10.3390/ijms24021296.

МОДИФИКАЦИЯ БОРОМ НИКЕЛЬ-ОБОГАЩЕННЫХ NMC КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ: ДОПИРОВАНИЕ ИЛИ ПОКРЫТИЕ?

Боев А.О., Аксенов Д.А., Скворцова И., Орлова Е.Д., Абакумов А.М.

Сколковский институт науки и технологий, Москва

Слоистые оксиды переходных металлов лития с высоким содержанием никеля относятся к катодным материалам литий-ионных аккумуляторов последних поколений. Однако их коммерческое использование затруднено в связи с недостаточным сроком службы. Известно, что решение проблемы сохранения мощностных и емкостных характеристик в процессе циклирования эффективно решается путем допирования бором или покрытием борсодержащими соединениями. Однако в работах по модификации бором присутствуют противоречивые данные с отсутствием прямой визуализации его распределения в частицах катодного материала. При помощи ТФП моделирования было показано, что бор сегрегирует на поверхность частиц, занимая позиции никеля. При этом происходит значительное снижение энергии поверхности (003), приводя к росту стержнеобразных кристаллитов с радиальной микроструктурой, что является причиной улучшения электрохимических характеристик [1].

В данной работе при помощи ТФП мы показали невозможность растворения бора в структуре слоистых никель-обогащенных оксидов как в объеме, так и в приповерхностных слоях. При этом мы обнаружили возможность адсорбции частиц BO_3 на поверхности (003) слоистого оксида, что является индикатором адгезии бората лития на поверхности частиц. Таким образом, в области границы раздела слоистый оксид/борат лития образуется избыточная концентрация лития, приводящая к увеличению химического потенциала лития, что в свою очередь приводит к снижению поверхностной энергии (003) и изменению морфологии частиц. При этом было продемонстрировано, что снижение поверхностной энергии (003) не может быть причиной формирования стержнеобразных частиц, а должно приводить к образованию дискообразных частиц (рис. 1), что было подтверждено экспериментально методом Slice and View.

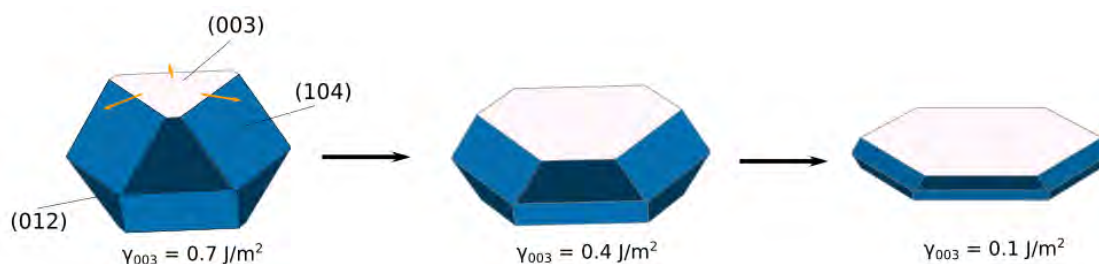


Рис. 1. Влияние энергии поверхности (003) на форму частиц LiNiO_2

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 23-73-30003 (<https://rscf.ru/project/23-73-30003/>).

1. A highly stabilized Ni-rich NCA cathode for high-energy lithium-ion batteries / H. Ryu, N. Park, J. Seo, Y. Yu, M. Sharma, R. Mucke, P. Kaghazchi, C. Yoon, Y. Sun // Materials today. – 2020. – Vol. 36. – P. 73-82.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

^{1,2}Бородина А., ²Дымнич Е.М., ²Романова В.А., ²Балохонов Р.Р.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Экспериментальные данные свидетельствуют о ключевой роли микроструктуры в формировании деформационного отклика силуминов, изготовленных методом селективного лазерного плавления [1–3]. В работе численно исследуется влияние дендритной структуры на деформационное поведение сплава AlSi10Mg, на микромасштабном уровне. Экспериментальные исследования микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии выявили дендритные ячейки первичного алюминия с характерным размером в несколько сотен нанометров, отделенные непрерывным эвтектическим каркасом. Слои эвтектики толщиной от нескольких до нескольких десятков нанометров представляют собой твердый раствор алюминия с наночастицами кремния. На основе экспериментальных данных были построены конечно-элементные (КЭ) модели дендритных структур с различным объемным содержанием эвтектической фазы. Конститутивное поведение алюминиевой фазы описывалось в рамках анизотропной упругости и физической теории пластичности с учетом кристаллического строения. Для разработанных моделей проведены расчеты одноосного нагружения с использованием КЭ пакета Abaqus.

Основное внимание уделялось анализу влияния дендритной структуры на распределение нагрузки между фазами Al и Si. Показано, что содержание кремния заметно влияет на диапазон изменений напряжений на микроуровне, а также области концентрации напряжений в алюминиевой фазе. Эвтектический слой ведет себя как металлокерамический композит, в котором упрочняющие частицы кремния ограничивают деформацию алюминиевой матрицы. Таким образом, алюминиевая фаза испытывает высокие растягивающие деформации в горизонтальных и низкие растягивающие деформации в вертикальных областях эвтектического каркаса.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.

1. A Numerical Study of the Stress-Strain Behavior of Additively Manufactured Aluminum-Silicon Alloy at the Scale of Dendritic Structure / E. Dymnich, V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, O.S. Zinovieva, A.V. Zinoviev // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24. – P. 32–39. – DOI: 10.1134/S1029959921010057.
2. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder / L. Thijsa, K. Kempenb, J.-P. Kruthb, J.V. Humbeeck // Acta Mater. – 2013. – Vol. 61. – P. 1809-1819. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
3. Additive manufacturing of metallic components–process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – P. 112-224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В РЕЖИМЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА ДЛЯ СИСТЕМЫ Ni-Ti

Букрина Н.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В условиях синтеза в режиме теплового взрыва из порошковых смесей имеет место разнообразие химических реакций даже при стехиометрическом начальном составе, рассчитанном на получение конкретного продукта. Получаемые продукты реакции в зависимости от условий реализации процесса синтеза обладают различными свойствами. Итоговый состав материалов, получаемых из смеси одного и того же состава в разных технологических условиях, может оказаться различным [1]. С целью прогноза состава продуктов и управления технологическим процессом высокотемпературного синтеза требуется привлекать математическое моделирование. Это позволит выявить определяющие факторы и определить условия, обеспечивающие получение продукта состава, близкого к заданному.

В работе предложена математическая модель высокотемпературного синтеза интерметаллида в режиме динамического теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки в стальном цилиндрическом реакторе токами высокой частоты от индуктора. Реакции формирования соединений и образования промежуточных фаз, о протекании которых имеются данные в литературе и которые выписаны в [2, 3] в соответствии с данными эксперимента, представлены в Таблице 1.

Таблица 1. Схема реакции в системе Ni-Ti

№	реакция
1	$\text{Ni} + 2\text{Ti} = \text{NiTi}_2$
2	$3\text{Ni} + \text{Ti} = \text{TiNi}_3$
3	$\text{NiTi}_2 + \text{Ni} = 2\text{TiNi}$
4	$\text{Ni}_3\text{Ti} + 2\text{Ti} = 3\text{NiTi}$

Изменение состава – доли чистых соединений и продуктов синтеза – описывается на основе уравнений формальной кинетики. Предполагается, что скорости реакций зависят от температуры по закону Аррениуса, а от концентраций в соответствии с законом действующих масс. Задача решается численно. Уравнение теплопроводности решаем по неявной разностной схеме второго порядка аппроксимации по пространству и первого по времени. Кинетические уравнения для продуктов реакций решаем полунявным методом Эйлера.

Разработанный численный алгоритм и программа позволяют проанализировать не только изменение температуры по пространству и по времени, но и изучить в динамике образование среднеинтегральных долей продуктов в ходе процесса при различных условиях проведения эксперимента (скорости нагрева, температуры стенок, толщины стенок реактора, соотношение компонентов в исходной смеси и др.). Модель позволяет исследовать закономерности синтеза интерметаллидного композита с учетом процесса плавления. Процесс плавления описывается с введением интервала температур плавления, что формально аналогично теории двухфазной зоны [4]. Полагаем, что при температуре $T < T_s$ жидкой фазы нет. $T > T_L$ все вещества находятся в жидкой фазе. В интервале температур $T \in [T_s, T_l]$ имеются две фазы – твердая и жидкая. Это находит отражение в выражении для теплоемкости, которая возрастает в данном температурном интервале:

$$(c_m \rho_m)_{eff} = (c_m \rho_m)_{eff}^L \eta_L + (c_m \rho_m)_{eff}^S (1 - \eta_L) + Q_{ph} \frac{\rho_{m,s}}{m_{Ni}} \frac{\partial \eta_L}{\partial T}.$$

где $(c_m \rho_m)_{eff}^S$ – эффективная теплоемкость твердой смеси или твердого раствора, $(c_m \rho_m)_{eff}^L$ – теплоемкость жидкой фазы; обе эффективные величины зависят от состава; Q_{ph} –

удельная теплота плавления; производная $\partial\eta_L/\partial T$ отражает кинетику накопления жидкой фазы в процессе плавления. Теплофизические свойства стенок реактора приняты постоянными.

При нагреве в различных слоях системы могут возникнуть термические напряжения и деформации. Для их оценки решается задача о механическом равновесии. Для описанных условий синтеза задача сводится к известной в литературе задаче о напряженно-деформируемом состоянии полого цилиндра с покрытием в условиях однородного нагрева с боковой поверхности. В теории термоупругости решение подобной задачи известно. В данной работе используем гипотезу об аддитивном вкладе термических и концентрационных деформаций, вызванных изменением состава.

Таким образом в работе на примере простой ситуации показано, что синтез даже из стехиометрической исходной смеси в неравновесных условиях может завершаться получением композита, содержащего разные фазы. Величина и характер напряжений в реакционной смеси зависят от тех реакций, которые лимитируют процесс теплового взрыва, а также от геометрических параметров реактора и условий нагрева, которые в значительной степени определяют динамику теплового взрыва.

Все факторы, учитываемые моделью, могут оказать значительное влияние на динамику синтеза. Это должно быть учтено при интерпретации экспериментальных данных, установления причин существенного разброса экспериментальных результатов и их отклонения от ожидаемых. Указанные факторы могут быть причиной формирования неоднородной структуры композитов на стадии охлаждения. Однако это требует дополнительного исследования.

Для смесей, содержащих более двух компонентов, результат может оказаться еще менее предсказуемым [5].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Bukrina N.V., Knyazeva A.G. The effect of the stages of chemical reactions on the composition of the products formed under a dynamic thermal explosion of the mixtures of aluminum and nickel powders // Int. Commun. Heat Mass Transfer. – 2021. – Vol. 127. – P. 105489. – DOI:10.1016/j.icheatmasstransfer.2021.105489.
2. Effect of SHS conditions on microstructure of NiTi shape memory alloy / P. Novák, L. Mejzlíková, A. Michalcová, J. Čapek, P. Beran, D. Vojtěch // Internet. – 2013. – Vol. 42. – P. 85-91. – DOI: 10.1016/j.internet.2013.05.015.
3. Hu L., Xue Y., Shi F. Intermetallic formation and mechanical properties of Ni-Ti diffusion couples // Mater. Design. – 2017. – Vol. 130. – P. 175-182. – DOI:10.1016/j.matdes.2017.05.055.
4. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: Металлургия, 1987. – 224 с.
5. Korosteleva E.N., Knyazeva A.G., Nikolaev I.O. Phase Formation in Reactive Sintering with Reduction // Phys. Mesomech.. – 2023. – Vol. 26. – No. 1. – P. 39–47. – DOI:10.1134/S1029959923010058.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В МАГНИИ

^{1,2}Власова А.М.

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина, Екатеринбург

Методом молекулярной динамики исследованы закономерности пластической деформации гексагонального металла магния.

Моделирование выполнено с использованием вычислительного пакета LAMMPS [1], обработка расчетных данных выполнена при помощи Open Visualization Tools OVITO [2]. Моделируемая ячейка кристаллов магния, размером $9.7 \times 22.1 \times 41.4$ нм была выбрана в форме прямоугольного параллелепипеда, ребрам которого соответствовали кристаллографические направления $\mathbf{X} = [\bar{1}120]$, $\mathbf{Y} = [\bar{1}101]$, $\mathbf{Z} = [\bar{1}10\bar{1}]$. Одноосное сжатие осуществлялось путем переопределения скоростей атомов, находящихся в приповерхностных торцевых слоях толщиной 0.62 нм, с использованием n-частичных потенциалов взаимодействия [3,4].

Рассматривая дислокации как источники дальнодействующих полей, Тейлор получил уравнение, связывающее упрочнение с плотностью дислокаций:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, σ_0 – вклад в упрочнение структурных элементов, формирующих предел текучести, α – коэффициент междислокационного взаимодействия, ρ – плотность дислокаций.

Уравнение дислокационной пластичности Орована-Тейлора

$$\dot{\varepsilon} = b\rho_m v_{dist} \quad (2)$$

связывает скорость деформации $\dot{\varepsilon}$, скорость дислокаций v_{dist} и плотность подвижных дислокаций ρ_m , и в основе своей базируется на модели деформации как движения дислокаций с вектором Бюргерса \mathbf{b} в кристаллах и является одним из четырех уравнений, описывающих кинетику пластической деформации, с учетом размножения дислокаций.

Зуев [5] приводит уравнение пластического течения

$$\dot{\varepsilon} = ab\rho_m v_{dist} + D_e \varepsilon'' \quad (3)$$

описывающего элементарный релаксационный акт нелинейной скачкообразной деформации.

Уравнения (1),(2),(3) справедливы для макроскопического уровня пластического деформирования материалов.

Скорость отдельной дислокации экспериментально определить трудно, и метод молекулярно-динамического моделирования является методом, позволяющим рассчитать скорости индивидуальных дислокаций с различными векторами Бюргерса в металле, подвергающемся пластической деформации.

Изолированные дислокации и их движение обуславливают деформацию на самых ранних стадиях на пределе текучести материала. В моделируемом кристаллите с миллионом атомов уровень дислокационной плотности достигает уровня значений, характеризующимся 10^{12} - 10^{13} см⁻², что является максимальным экспериментальным значением.

Данная работа имеет своей целью построить зависимости между дислокационной плотностью, векторами Бюргерса и скоростью дислокаций в процессе деформирования магния – от начала зарождения первых дислокаций до развитой и сложной дислокационной структуры. Провести анализ этих зависимостей и ответить на вопрос о том может ли метод молекулярной динамики подтвердить классические уравнения дислокационной пластичности, а именно проверить справедливость теоретических уравнений

дислокационной пластичности на микроуровне.

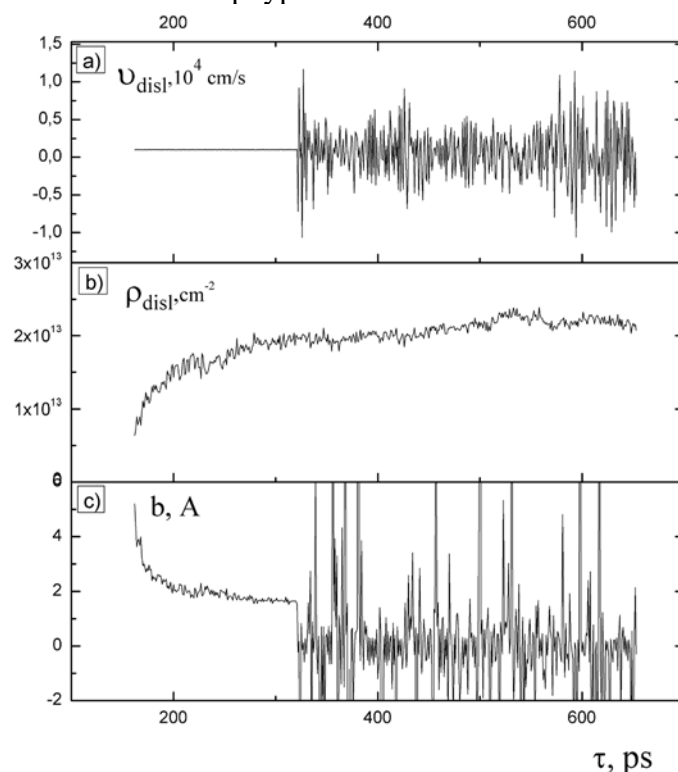


Рис. 1. Зависимости скорости подвижных дислокаций (а), дислокационной плотности (б), модуля действующих векторов Бюргера (с) от времени деформации, полученные в результате МД моделирования деформации магния сжатием

Расчеты проводились на суперкомпьютере «Уран» ИММ УрО РАН. Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» Г.р. № 122021000032-5.

1. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comp. Phys. – 1995. – Vol. 117. – P. 1-19. – DOI:10.1006/jcph.1995.1039.
2. Stukowski A. Extracting dislocations and non-dislocation crystal defects from atomistic simulation data // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 2010. – Vol. 18. – P. 1-12. – DOI:10.1088/0965-0393/18/8/085001.
3. Anisotropic surface segregation in Al-Mg alloys /X.-Y. Liu, P.P. Ohtomicky, J.B. Adams, C. Lane Rohrer, R.W. Hyland, Jr. // Surf. Sci. –1997. –Vol. 373. – P. 357-370.
4. Crystal-melt interfacial free energies in hcp metals: A molecular dynamics study of Mg / D. Y. Sun, M. I. Mendelev, C. A. Becker, K. Kudin, Tomorr Haxhimali, M. Asta, J. J. Hoyt, A. Karma, and D. J. Srolovitz // Phys. Rev. B 73. – 2006. – P. 1-12.
5. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды / Л.Б.Зуев. – Москва: Физматлит, 2019. – 208 с.

ДВУХУРОВНЕВАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ БАЛЛОНРАСШИРЯЕМОГО СТЕНТА С УЧЁТОМ ПУЛЬСОВОГО ДАВЛЕНИЯ КРОВИ В АРТЕРИИ

Волегов П.С., Князев Н.А., Герасимов Р.М.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Сердечно-сосудистые заболевания в настоящее время занимают лидирующие позиции по числу ненасильственных смертей в мире. Одной из серьёзных проблем медицины является лечение атеросклероза, который сопровождается появлением жирового материала внутри артериальных стенок, что приводит к частичной или полной закупорке коронарных артерий. Для эффективного расширения просвета закупоренного сосуда применяется процедура стентирования, при проведении которой на место поражённой артерии устанавливают специальный металлический или полимерный каркас (стент). Стент поддерживает нормальный кровоток по сосуду, который снабжает клетки сердечной мышцы кислородом и другими необходимыми питательными веществами.

Важнейшими свойствами стента являются механическая прочность и долговечность, биосовместимость и безопасность. Выбор материала играет одну из главных ролей для получения этих свойств. Баллонорасширяемые стенты изготавливают, как правило, из нержавеющей стали, сплавов на основе кобальт-хрома. В процессе имплантации стенты, расширяемые баллоном, испытывают пластические деформации под действием давления внутри баллона. Преимуществом выбора стентов данного класса является рентгеноконтрастность и высокая радиальная жёсткость, препятствующая упругой отдаче артерии [1]. В то же время высокая жёсткость баллонорасширяемых стентов может вызвать повреждения артерии и привести к очередному сужению сосуда или рестенозу. С появлением специальных лекарственных покрытий частота рестеноза в последнее время значительно уменьшилась, однако по-прежнему остаются риски появления рестеноза в изогнутых сосудах, внутри стента [2, 3].

В процессе эксплуатации стент испытывает статические и циклические нагрузки, вызванные давлением имплантации стента и пульсового давления крови в сосуде соответственно [4]. С использованием вычислительного пакета COMSOL Multiphysics было проведено моделирование поведения конструкции баллонорасширяемого стента, изготовленного из нержавеющей стали марки 316L, в соответствии с заданными условиями нагружения. В процессе раскрытия стент деформировался неравномерно, для описания этого процесса была использована модель упругопластического течения. Главной целью моделирования являлось получение наиболее опасных зон пластических деформаций.

Исследование полученных зон предлагается провести с использованием модели, явным образом включающей в себя наиболее значимые механизмы пластического деформирования [5, 6]. Для этого была построена двухуровневая упруговязкопластическая модель поликристаллического агрегата, учитывающая механизмы внутризёрненного дислокационного скольжения и ротации решётки зёрен. Необходимость учёта этих механизмов обусловлена тем фактом, что эволюция внутренней структуры оказывает существенное влияние на свойства и поведение материала на уровне образца.

Разработанная модель включает в себя два различных масштабных уровня: макро- и мезоуровень. Элемент макроуровня представляет собой представительный объем поликристаллического материала, состоящий из совокупности элементов мезоуровня – кристаллитов (зёрен). В рамках каждого уровня принимается гипотеза аддитивности упругих и неупругих составляющих меры скорости деформации. Для связи между рассматриваемыми уровнями используется расширенная гипотеза Фойгта. В качестве определяющего соотношения на макро- и мезоуровне выступает закон Гука в скоростной релаксационной форме:

$$\Sigma^{cor} \equiv \frac{d\Sigma}{dt} + \Sigma \cdot \Omega - \Omega \cdot \Sigma = \Pi : (Z - Z^in),$$

где Σ^{cor} обозначает независящую от выбора системы отсчета (коротационную) производную тензора напряжений Коши, Π – тензор упругих свойств кристаллита, Ω – тензор спина решётки, Z, Z^{in} – мера скорости деформации, её неупругая составляющая. Для определения тензора спина решётки была использована модель стесненного поворота Тейлора. При описании механизма внутризеренного дислокационного скольжения в рамках континуального подхода осуществляется переход от рассмотрения движения отдельных краевых дислокаций к их осредненным характеристикам – сдвигам (скоростям сдвигов) по системам скольжения. Эволюционное уравнение для критических сдвиговых напряжений на системах скольжения в модели включает в себя механизмы внутризеренного и зернограницного упрочнения.

С использованием разработанной модели были проведены численные эксперименты на сложное нагружение поликристаллического агрегата зёрен в наиболее опасных местах конструкции. Главной целью экспериментов являлось исследование эволюции внутренней структуры и определение отклика материала в условиях нагружения, которые соответствуют наиболее опасным модам деформирования баллонорасширяемого стента. В рамках экспериментов считалось, что в начальный момент времени ориентации решёток зёрен распределены равномерно, начальное распределение зёрен по размерам носит логнормальный характер. В результате работы была построена кривая напряжения-деформации, демонстрирующая поведение материала при наиболее опасном нагружении конструкции. Проведён анализ полюсных фигур системы плоскостей ГЦК решётки в различные моменты времени, сделаны выводы о появлении текстуры материала при интенсивных неупругих деформациях. Проведена оценка зависимости параметров внутренней структуры на итоговый отклик материала.

Работа выполнена в рамках программы мегагрантов в рамках 220 постановления Правительства РФ, номер контракта №075-15-2021-578 от 31 мая 2021 г.

1. In vitro comparison of self-expanding versus balloon-expandable stents in a human ex vivo model / L. Grenacher, S. Rohde, E. Gänger, J. Deutsch, G.W. Kauffmann, G.M. Richter // CardioVasc. Interventional Radiol. – 2006. – Vol. 29. – P. 249–254. – DOI: 10.1007/s00270-004-0295-y.
2. Han Y., Lu W. Optimizing the deformation behavior of stent with nonuniform Poisson's ratio distribution for curved artery // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. – 2018. – Vol. 88. – P. 442–452. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2018.09.005.
3. Management of in-stent restenosis / F. Alfonso, J.J. Coughlan, D. Giacoppo, et al // EuroIntervention. – 2022. – Vol. 19(2). – P. 103–123. – DOI: 10.4244/EIJ-D-21-01034.
4. Argente dos Santos H.A.F., Auricchio F., Conti M. Fatigue life assessment of cardiovascular balloon-expandable stents: A two-scale plasticity-damage model approach // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. – 2012. – Vol. 15. – P. 78–92. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2012.06.011.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Теория пластичности. – Пермь: ПНИПУ, 2011. – 425 с.
6. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности. – Пермь: ПНИПУ, 2013. – 244 с.

КОМПЛЕКСНЫЙ УЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В МНОГОУРОВНЕВЫХ КОНСТИТУТИВНЫХ МОДЕЛЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ

Вшивкова А.А., Швейкин А.И., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

К настоящему моменту накоплено большое количество экспериментальных данных о существенном влиянии температуры и скорости деформации на поведение материала [1]. Наиболее типичными экспериментально наблюдаемыми эффектами являются возрастание напряжения течения с ростом скорости деформации или уменьшением температуры, увеличение скоростной чувствительности материала с увеличением температуры. При этом имеет место комплексная зависимость отклика материала от температуры и скорости деформации, что проявляется при различных сценариях изменения воздействий. Это особенно важно учесть при моделировании технологических процессов термомеханической обработки, чувствительных к температуре и скорости деформации (в частности, сверхпластического формования).

Целью работы является модификация базовой двухуровневой статистической конститутивной модели (КМ) [1], основанной на физической теории пластичности, путем комплексного учета влияния температурно-скоростных условий на реализацию основных механизмов неупругого деформирования и изменение структуры материала.

На основе физических соображений сформулированы критерии, которым должна удовлетворять структура соотношений модифицированной КМ: 1) влияние температуры на скорость изменения критических напряжений; 2) влияние скорости деформации на скорость изменения критических напряжений; 3) мгновенное изменение критических напряжений с резким изменением температуры; 4) мгновенное изменение критических напряжений с резким изменением скорости деформации. В результате аналитического обзора способов учета зависимости в двухуровневых КМ чувствительности к температуре и скорости деформации выбран подход, включающий элементы дислокационно-ориентированных КМ [2, 3]. Чувствительность к температурно-скоростным условиям учитывается путем модификации закона упрочнения при сохранении стандартного вида степенного вязкопластического соотношения для скоростей сдвигов с использованием в качестве приводящего множителя интенсивности деформаций [2, 4]. Закон упрочнения, принятый в [3], был приведен к формулировке в терминах скоростей сдвигов по системам скольжения путем исключения плотностей дислокаций.

Был разработан и реализован многоэтапный алгоритм идентификации параметров предложенной модели. Для идентификации и верификации модифицированной двухуровневой КМ были использованы данные о квазидноосном сжатии ГЦК-поликристалла сплава Al 2024-T351 при различных постоянных в рамках каждого эксперимента температурах и скоростях деформации [5]. Модель была верифицирована с использованием диаграмм нагружения сплава Al 2024-T351 при квазидноосном сжатии с изменяющейся скоростью деформации и при сложном нагружении с постоянной скоростью деформации. Исследовано поведение материала в случае изменения температуры в процессе нагружения. Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными и физическими соображениями.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.

2. Beyerlein I.J., Tome C.N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects // *Int. J. Plast.* – 2008. – Vol. 24. – P. 867–895. – DOI:10.1016/j.ijplas.2007.07.017.
3. Dislocation-mediated strain hardening in tungsten: Thermo-mechanical plasticity theory and experimental validation / D. Terentyev, X. Xiao, A. Dubinko, A. Bakaeva, H. Duan // *J Mech Phys Solids.* – 2015. – Vol. 85. – P. 1–15. – DOI:10.1016/j.jmps.2015.08.015.
4. Forest S., Rubin M.B. A rate-independent crystal plasticity model with a smooth elastic-plastic transition and no slip indeterminacy // *Eur J Mech A Solids.* – 2016. – Vol. 55. – Pp. 278–288. – DOI:10.1016/j.euromechsol.2015.08.012.
5. Khan A.S., Liu H. Variable strain rate sensitivity in an aluminum alloy: Response and constitutive modeling // *Int. J. Plast.* – 2012. – Vol. 36. – P. 1–14. – DOI:10.1016/j.ijplas.2012.02.001.

КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ С ТРЕБУЕМЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Галимзянов Б.Н., Доронина М.А., Мокшин А.В.

Казанский федеральный университет, Казань

Аморфные металлические сплавы являются перспективными материалами для автомобильной, аэрокосмической, энергетической, электронной и медицинской техники. Высокая коррозионная стойкость, высокая магнитная проницаемость, превосходная механическая прочность и высокий предел упругой деформации - это лишь некоторые из уникального набора свойств, которые делают аморфные металлические сплавы широко применимыми [1]. Синтез аморфного металлического сплава с заданными механическими свойствами может потребовать составления списка различных комбинаций составов с последующим механическим испытанием. Это делает процесс синтеза новых сплавов чрезвычайно сложным и значительно увеличивает расходы.

В последние десятилетия бурное развитие информационных технологий, а также автоматизация процессов сбора и хранения данных способствовали накоплению и систематизации информации о физико-механических свойствах аморфных металлических сплавов различного состава. Для обработки этих данных наиболее часто привлекаются методы машинного обучения, которые оперируют большими массивами данных и позволяют определять взаимосвязь между составом и свойствами сплавов как уже известных, так и не известных ранее [2].

В настоящей работе предлагается новый метод определения аморфных металлических сплавов произвольного состава на основе большого набора эмпирических данных. Оригинальность этого метода заключается в том, что в его основе лежит модель искусственного интеллекта, способная прогнозировать модуль Юнга и предел текучести аморфных сплавов с учетом фундаментальных свойств каждого химического элемента, входящего в состав сплавов. Было рассмотрено более 50 000 аморфных сплавов разного состава, для них были оценены модуль Юнга и предел текучести с помощью модели искусственного интеллекта, обученной на фундаментальных физических свойствах химических элементов [3]. Статистическая обработка полученных результатов показывает, что наиболее значимыми факторами являются фундаментальные физические свойства химического элемента с наибольшей массовой долей. Показано, что значения модуля Юнга и предела текучести выше для аморфных сплавов на основе Cr, Fe, Co, Ni, Nb, Mo и W, полученных добавками полуметаллов, неметаллов и лантаноидов, чем для сплавов других составов. Увеличение количества компонентов в сплаве от двух до семи и изменение массовой доли химических элементов не оказывает существенного влияния на прочностные характеристики. Выявлены аморфные сплавы с наиболее улучшенными механическими свойствами. Полученные результаты приводят к новым знаниям, которые будут способствовать определению аморфных металлических сплавов, максимально удовлетворяющих требуемым механическим свойствам.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-12-00022).

1. Kruzic J.J. Bulk Metallic Glasses as Structural Materials: A Review // Adv. Eng. Mater. – 2016. – Vol. 18. – P. 1308–1331. – DOI: 10.1002/adem.201600066.
2. Xiong J., Shi S.-Q., Zhang T.-Y. A machine-learning approach to predicting and understanding the properties of amorphous metallic alloys // Mater. Des. – 2020. – Vol. 187. – P. 108378. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.108378.
3. Galimzyanov B.N., Doronina M.A., Mokshin A.V. Neural Network as a Tool for Design of Amorphous Metal Alloys with Desired Elastoplastic Properties // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 812. – DOI: 10.3390/met13040812.

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ЧАСТИЦ КРЕМНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ЭВТЕКТИКИ АДДИТИВНОГО СИЛУМИНА

^{1,2}Гатиятуллина Д.Д., ¹Землянов А.В., ¹Балохонов Р.Р.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Проведено численное исследование влияния объемной доли кремния на механические свойства композиционного материала «алюминиевая матрица – частицы кремния», который характерен для эвтектики сплава AlSi12, изготовленного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного плавления [1-3]. Динамические краевые задачи термомеханического деформирования и разрушения композитов решаются методом конечных элементов в постановке плоско-напряженного состояния [4]. Неоднородная структура композитов соответствует экспериментально наблюдаемой и учитывается в расчетах в явном виде. Использовались изотропные модели термоупругопластического поведения алюминиевой матрицы и хрупких частиц кремния. Для описания реакции матрицы используются соотношения типа Дюамеля-Неймана. Для моделирования трещинообразования в частицах используется критерий максимальной интенсивности напряжений. Экспериментально наблюдаемая сложная структура композитов, а также определяющие модели для матрицы и частиц были интегрированы в программный пакет ABAQUS/Explicit. Структура композита и константы материалов выбраны в соответствие экспериментам. Проведены расчеты механического нагружения композита «алюминий – кремний» с различной объемной долей частиц кремния с учетом (RS) и без учета остаточных термических напряжений (NRS).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>

1. Metal additive manufacturing: Technology, metallurgy and modeling / S. Cooke, K. Ahmadi, S.M Willerth, R. Herring // J. Manuf. Process. – 2020. – Vol. 57. – Is. 2. – P. 978–1003. – DOI:10.1016/j.jmapro.2020.07.025.
2. Materials for Additive Manufacturing (3D Printing Technology Series) / Y. Shi, C. Yan, Y. Zhou, J. Wu, Y. Wang, S. Yu, Y. Chen. – Paperback, 2021. – 612 pp.
3. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback et al. // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – Is. 5 – P. 112–224. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
4. Evolution of Residual Stresses and Fracture in Thermomechanically Loaded Particle-Reinforced Metal Matrix Composites / R.R. Balokhonov, A.S. Kulkov, A.V. Zemlyanov, V.A. Romanova, E.P. Evtushenko, D.D. Gatiyatullina, S.N. Kulkov // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24. – Is. 5. – P. 503–512. – DOI:10.1134/S1029959921050015.

ОБРАБОТКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ПО ИССЛЕДОВАНИЮ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЕЙВЛЕТ- АНАЛИЗА

Герасимов Р.М., Чечулина Е.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Проявление эффекта прерывистой текучести или эффекта Портевена-Ле Шателье (ЭПЛШ) [1, 2] при нагружении оказывается чувствительным к варьированию таких параметров воздействия, как скорость деформирования, температура эксперимента и др. Прерывистая текучесть как явление сложной пространственно-временной динамики возникает вследствие коллективного движения основных носителей деформации (дислокаций) и их взаимодействия с дефектами различной природы, проявляется на различных масштабных уровнях. Для экспериментального исследования и описания наблюдаемых разномасштабных процессов необходимо применять методы, соответствующие по разрешению рассматриваемому масштабу предполагаемых физических носителей неустойчивости деформирования и проявляемых при их активации неоднородностей.

Материалы из металлов и их сплавов в ходе реальных технологических процессов зачастую испытывают сложное нагружение. Для исследования ЭПЛШ чаще всего используются простые виды нагружений, например, одноосное растяжение плоских образцов. В предлагаемой работе представлены результаты экспериментального исследования ЭПЛШ полученные при сложном нагружении тонкостенных трубчатых образцов из алюминиевого сплава АМг6М при комнатной температуре. Получены диаграммы деформирования при одноосном растяжении, сдвиге, пропорциональном и непропорциональном нагружении образцов, показана неоднородность полей деформаций и их скоростей, иллюстрирующая проявление ЭПЛШ в условиях сложного нагружения тонкостенных трубчатых образцов сплава АМг6М.

Механические испытания были реализованы на двухосевой сервогидравлической испытательной системе Instron 8850. Максимальные нагрузки составляют 100 кН при растяжении/сжатии и 1000 Нм при кручении. Диапазон допустимых перемещений и составляет ± 75 мм по оси растяжения/сжатия, углов кручения $\varphi - \pm 45^\circ$. Для закрепления образцов в испытательной машине использовались гидравлические захваты цангового типа. Управление испытанием осуществлялась по кинематическим параметрам с помощью двухосевого навесного экстензометра. Регистрация полей перемещений и деформаций производилась с использованием видеосистемы Vic 3D Correlated Solutions, математический аппарат которой основан на методе корреляции цифровых изображений, с комплектом камер высокого разрешения (Мп). Скорость съемки составляла 3 кадра в секунду.

В работе проведена серия натурных экспериментов по следующим программам нагружения: одноосное растяжение, кручение, пропорциональное нагружение, одноосное нагружение с последующим кручением, кручение с последующим растяжением, пропорциональное нагружение с последующим кручением. Приведем диаграммы некоторых из них: на рис. 1а и рис. 1б показаны диаграммы деформирования при пропорциональном нагружении и при кручении с последующим растяжением.

С использованием вейвлет-анализа проведена обработка сигнала натурных экспериментов с целью изучения механизмов прерывистой пластичности. При исследовании исходного сигнала с помощью непрерывного вейвлет-преобразования использовалось семейства комплексных вейвлетов Морле, позволяющих хорошо локализовать частоты сигнала.

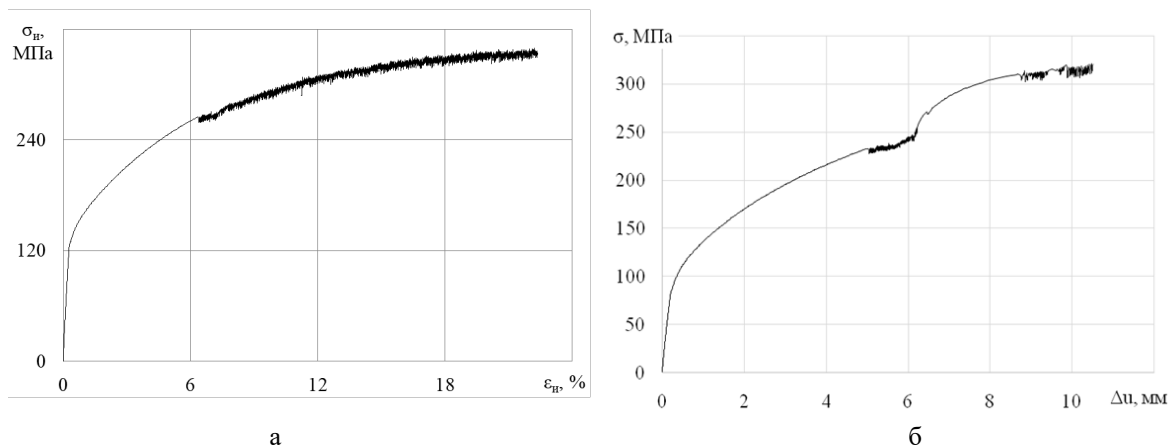


Рис. 1. Диаграммы деформирования материала при пропорциональном нагружении (а) и кручении с последующим растяжением (б)

Скейлограммы ВП для диаграмм, представленных на рис. 1, изображены на рис. 2. На скейлограмме (рис 2а) выраженные частоты скачков эффекта ПЛШ напряжений в этом случае соответствуют частоте 3 – 3.75 Гц, неустойчивость пластического течения относится к типу А+В. На скейлограмме (рис. 2б) отчетливо наблюдается две области, на в которых реализуется эффект ПЛШ, причем из анализа скейлограммы следует отметить, что в первой области тип неустойчивости соответствует смешанному типу А+В с характерной частотой скачков 3.35 Гц, а на второй – типу В с наиболее выраженной частотой 5.5 Гц.

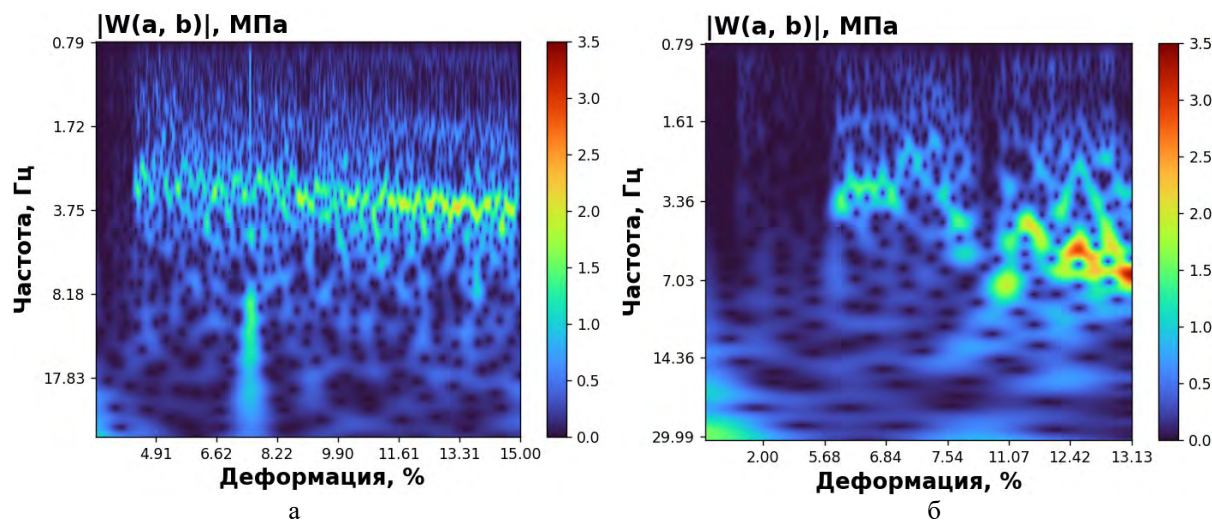


Рис. 2. Скейлограммы вейвлет-преобразования для диаграмм деформирования материала при пропорциональном нагружении (а) и кручении с последующим растяжением (б)

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект РНФ № 20-79-10235).

1. Effects of temperature and strain rate on tensile properties and activation energy for dynamic strain aging in alloy 625 / Vani Shankar, Valsan M., Bhanu Sankara Rao K., S.L. Mannan // Metall. Mater. Trans. A – 2004. – Vol. 35A. – P. 3129-3139. – DOI: 10.1007/s11661-004-0057-0.
2. Portevin – Le Chatelier effects in a high-Mn austenitic steel / Scavino G., Di Salvo C., Matteis P., Sesana R., Firrao D. // Metall. Mater. Trans. A – 2013. – Vol. 44, No 2. – P. 787-792. – DOI:10.1007/s11661-012-1445-5.

ТРЕХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СЛОЖНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ЭВОЛЮЦИЮ ПЛОТНОСТЕЙ ДИСЛОКАЦИЙ

Грибов Д.С., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Разработка новых и совершенствование существующих технологий термомеханической обработки металлов и сплавов в настоящее время невозможны без применения математических моделей. Особую роль при построении последних играют определяющие соотношения, описывающие свойства конкретных материалов [1]. Физико-механические свойства сплавов и рабочие характеристики изделий из них определяются главным образом мезо- и микроструктурой материалов, в то же время существует и обратная связь: термомеханические воздействия на материалы в процессах изготовления деталей и конструкций приводят к изменению мезо- и микроструктуры. В последние десятилетия активно развиваются и применяются многоуровневые физически-ориентированные модели, позволяющие явным образом описывать изменение структуры материалов. В процессах обработки, в большинстве случаев осуществляемых методами неупругого деформирования, материалы могут испытывать сложное нагружение. Отдельный интерес представляет описание упрочнения материалов в ходе таких воздействий. Учёт и описание таких воздействий позволяют с высокой точностью предсказать рабочие характеристики изделий. К преимуществам применения многоуровневых моделей для исследования пластического деформирования можно отнести их универсальность, явное описание эволюции микроструктуры, применимость к проектированию функциональных материалов – изделий и др. [2]. Следует отметить, что при идентификации модели часть параметров моделей может быть определена из справочников, а также с применением моделей дислокационной и атомарной динамики на нижних структурно-масштабных уровнях [3].

Целью работы является описание и анализ результатов применения 3-хуровневой модели, основанной на физической теории упруговязкопластичности, для исследования пластического деформирования и эволюции дефектной субструктуры при исследовании упругопластического деформирования поликристаллических металлов и сплавов при произвольных нагружениях.

Концептуальная постановка. Предложенная модель относится к классу статистических, включает подмодели для описания поведения поликристаллов на трех структурно-масштабных уровнях. На макроуровне описывается отклик представительного объёма макроуровня, на мезоуровне-1, предназначенном для анализа поведения кристаллитов (субзерен, фрагментов), рассмотрение ведется в терминах механических переменных (напряжений, деформаций и т.п.), на мезоуровне-2 описывается эволюция плотностей дефектов [4]. Модель основана на подходе с введением на каждом уровне явных и неявных внутренних переменных – тензорзначных переменных, описывающих эволюционирующую мезо- и микроструктуру нижележащих уровней. Введение этих дополнительных переменных позволяет избежать необходимости использования в структуре конститутивных моделей сложных операторных соотношений, сохраняя при этом возможность учета памяти материала.

Математическая формулировка модели. Для связи уровней принята гипотеза Фойгта $\hat{\nabla} \mathbf{v} = \hat{\nabla} \mathbf{V}$, где $\hat{\nabla} \mathbf{v}$ и $\hat{\nabla} \mathbf{V}$ – градиенты вектора скорости перемещений на мезоуровне-1 и макроуровне. Использовано разложение движения на квазитвердое и деформационное; определены индифферентные меры скорости деформации $\mathbf{z}(t) = \hat{\nabla} \mathbf{v}^T - \boldsymbol{\omega}$ ($\mathbf{Z}(t) = \hat{\nabla} \mathbf{V}^T - \boldsymbol{\Omega}$) на мезоуровне (макроуровне), где $\boldsymbol{\omega}$ и $\boldsymbol{\Omega}$ – тензоры спинов жестких подвижных систем координат, отвечающих за квазитвердое движение на мезо-1 и макроуровне соответственно; принято аддитивное разложение меры скорости деформирования на упругую и пластическую составляющую. Система уравнений для описания упруговязкопластического деформирования на мезоуровне-1 имеет следующий вид:

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \boldsymbol{\omega} - \boldsymbol{\omega} \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{n} : (\mathbf{z} - \mathbf{z}^{in}), \\ \mathbf{z} = \mathbf{z}^e + \mathbf{z}^{in}, \\ \boldsymbol{\omega} = \dot{\mathbf{z}} \cdot \mathbf{z}^T, \\ \mathbf{z}^{in} = \sum_{k=1}^K \dot{\gamma}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}, \\ \tau^{(k)} = \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)} : \boldsymbol{\sigma}, \end{cases}$$

где $\boldsymbol{\sigma}$ – тензор напряжений Коши, \mathbf{z}^e и \mathbf{z}^{in} – упругая и неупругая составляющие меры скорости деформации, $\dot{\gamma}^{(k)}$ – скорости сдвигов на k -й системе скольжения (СС), K – число СС, $\mathbf{b}^{(k)}$ и $\mathbf{n}^{(k)}$ – единичные векторы направления скольжения краевых дислокаций и нормали к плоскости скольжения, $\tau^{(k)}$ – величина касательных напряжений на k -й СС.

Введены уравнения для вычисления средних скоростей движения положительных и отрицательных дислокаций $V_{\pm}^{(k)}$, зависящих от величины касательных напряжений $\tau^{(k)}$, температуры θ , плотности положительных и отрицательных дислокаций $\rho_+^{(k)}, \rho_-^{(k)}$ и плотности барьеров $\rho_{bar}^{(kj)}$ на СС. Скорости сдвигов определяются с использованием модифицированного уравнения Орована в скоростной форме, учитывающего вклад в скорость сдвига по данной системе движения дислокаций обоих знаков по одной СС: $\dot{\gamma}^{(k)} = (\rho_+^{(k)} V_+^{(k)} - \rho_-^{(k)} V_-^{(k)}) |\mathbf{b}^{(k)}|$. Скорости изменения критических напряжений сдвига $\dot{\tau}_c^{(k)}$ принимается суммой составляющих от изменения плотностей взаимодействующих дислокаций по СС $\dot{\tau}_{c-dis}^{(k)}$ и от изменения плотностей барьеров $\dot{\tau}_{c-bar}^{(k)}$; в отсчетной естественной конфигурации критические напряжения определяются сопротивлением решетки $\tau_{c-lat}^{(k)}$. Система уравнений, описывающая изменение параметров дефектной структуры на мезоуровне-2, имеет следующий общий вид:

$$\begin{cases} V_{\pm}^{(k)} = \pm f_1(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(l)}, \rho_{bar}^{(kl)}) \text{sign}(\tau^{(k)}), \\ \dot{\rho}_{\pm}^{(k)} = f_2(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(k)}, \rho_{bar}^{(kl)}) \quad (k, l = \overline{1, K}), \\ \dot{\gamma}^{(k)} = (\rho_+^{(k)} V_+^{(k)} - \rho_-^{(k)} V_-^{(k)}) |\mathbf{b}^{(k)}|, \\ \dot{\rho}_{bar}^{(kl)} = f_3(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(k)}, \rho_{bar}^{(kl)}), \\ \dot{\tau}_{c\pm}^{(k)} = \dot{\tau}_{c-dis\pm}^{(k)} + \dot{\tau}_{c-bar\pm}^{(k)}, \quad \tau_{c0\pm}^{(k)} = \tau_{c-lat}^{(k)}. \end{cases}$$

Разработанная модель была реализована в виде программы и применена для описания и анализа результатов моделирования сложного деформирования поликристаллических образцов. С использованием численных экспериментов осуществлена проверка способности модели описывать ряд явлений, наблюдаемых в натурных экспериментах.

Исследование выполнено при финансовой поддержке МНУВО Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – 2011а. – Т.14, №4. – С. 17-28. – DOI: 10.24411/1683-805X-2011-00029.
2. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plasticity. – 2010. – Vol.26. – P. 1280-1309. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2010. 02.008
3. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications / Roters F., Eisenlohr P., Hantcherli L., Tjahjanto D.D., Bieler T.R., Raabe D. // Acta Materialia. – 2010. – Vol.58. – P.1152-1211. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.058.
4. Хирт Дж., Лотэ И. Теория дислокаций. – М.: – Атомиздат, 1972 – 599 с.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ГЕТЕРОГЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НА РАЗМЕР КОГЕЗИОННОЙ ЗОНЫ ТРЕЩИНЫ СДВИГА В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ

¹Григорьев А.С., ^{1,2}Шилько Е.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Хрупкие материалы склонны к динамическому разрушению путем распространения трещин с характерными скоростями от единиц до десятков процентов скорости волны Рэлея. Скорость и режим (стабильность) динамического роста трещины определяются сложными процессами вблизи вершины трещины (в когезионной зоне). Ввиду малых размеров и динамической природы процессов хрупкого разрушения экспериментальное выявление данной области является затруднительным и неоднозначным. Еще более сложным является экспериментальное изучение динамики изменения размеров и напряженного состояния этой области в процессе роста трещины.

Эффективным инструментом к проведению подобных исследований является компьютерное моделирование. Классический подход к численному анализу динамического роста трещин в хрупких материалах базируется на использовании линейной механики разрушения. Однако данный подход не учитывает особенности многомасштабной внутренней структуры материала и поэтому позволяет исследовать лишь общие закономерности роста трещин. Действительно, мезо- и микроскопические особенности структуры (границы зерен и фаз, упрочняющие включения, вложенная композиционная структура типа «композит в композите», поры, поперечно ориентированные внутренние трещины и т.д.) способны качественно усложнять процесс разрушения и повышать макроскопическую вязкость разрушения. Более того, сочетание нескольких факторов (например, композиционная структура и связанная пористость) может приводить к изменению характера разрушения от типично хрупкого к квазихрупкому. Квазихрупкое разрушение присуще, например, пористым огнеупорным керамикам и костным тканям. Процессы предразрушения в таких материалах уже не описываются на основе линейной механики разрушения, а область зарождения разрушения в этих случаях становится конечной.

Альтернативным способом описания состояния материала вблизи вершины трещины является использование более общих модели механического поведения хрупких материалов или введением особой зоны вблизи вершины трещины, где поведение материала нелинейно и диссипативно. Такие модели также должны учитывать влияние локальной скорости изменения плотности упругой энергии на интенсивность инкубации локального разрушения. Действительно, процесс трещинообразования происходит в течение конечного времени, а его продолжительность характеризуется временным параметром, величина которого зависит от физических и структурных особенностей материала, величины локальных напряжений и скорости их изменения. С этой точки зрения, перспективным теоретическим подходом к описанию динамики разрушения является концепция, основанная на принципах структурно-кинетической (физической) теории прочности. Ее главной особенностью является введение понятия времени инкубации разрушения T_{inc} . Данный параметр определяется как характерное время разрушения материала на рассматриваемом пространственном масштабе в условиях приложенной постоянной нагрузки, равной статической прочности материала. Время инкубации разрушения интегрально характеризует динамику релаксационных процессов (разрушений на более низких масштабах), подготавливающих разрушение на рассматриваемом масштабе. Поэтому T_{inc} является физическим (материальным), параметром, определяемым не только эффективными механическими характеристиками хрупкого материала (упругими модулями, прочностью), но в не меньшей степени его структурными особенностями (гетерогенностью, в частности, дефектностью, и иерархией масштабов структуры).

Настоящая работа посвящена теоретическому исследованию влияния масштаба

времени инкубации разрушения в хрупком материале на скорость трещины, характерный размер зоны подготовки разрушения и напряжения вблизи вершины растущей трещины, а также на взаимосвязь данных параметров со скоростью трещины. Исследование проводилось на примере трещины продольного сдвига в модельных хрупких материалах. Выбор трещин продольного сдвига обусловлен тем, что динамическое сдвиговое разрушение является распространённым явлением в гетерогенных хрупких материалах на различных масштабах (интерфейсные трещины в слоистых, волокнистых или дисперсно-упрочненных композитах, фрикционные контакты элементов конструкций, разломные зоны земной коры и т.д.). Исследование проводилось путем компьютерного моделирования методом дискретных элементов с использованием оригинальной модели динамического разрушения, которая базируется на описанных выше принципах структурно-кинетической прочности.

С помощью компьютерного моделирования показано, как сложность структуры (эффективно учитываемая инкубационным временем разрушения) влияет на скорость и режим распространения трещины, а также на размер когезионной зоны. Выявлено, что среднее значение и динамика изменения размера зоны подготовки разрушения в процессе динамического роста трещин однозначно определяются величиной времени инкубации разрушения. Возрастание сложности (гетерогенности) внутренней структуры материала приводит к увеличению ширины когезионной зоны на порядок величины и изменению режима ее изменения от регулярного (периодического) к нерегулярному. Такое изменение определяет неустойчивый характер медленного роста трещин в хрупких материалах с сильно выраженной гетерогенной структурой.

При относительно небольших значениях времени инкубации разрушения скорость распространения трещины сравнима со скоростью волны Рэлея, а размер зоны подготовки разрушения невелик и периодически меняется в процессе развития трещины. Данный случай может соответствовать хрупким материалом с однородной низкодефектной структурой или высокопрочной поверхностью, включая залеченные зоны разломов.

Увеличение времени инкубации приводит к замедлению роста трещины и увеличению среднего размера зоны подготовки разрушения. При этом режим колебаний зоны подготовки разрушения претерпевает качественное изменение от регулярного (периодического) к нерегулярному. Последнее объясняет неустойчивый характер динамического распространения медленных трещин, характерных для квазихрупких материалов с сильно неоднородной структурой.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

^{1,2}Гриняев Ю.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Искусственные и природные пористые материалы находят широкое применение в разнообразных инженерных приложениях. Механика пористых материалов имеет определяющее значение для понимания поведения и прогнозирования свойств грунтов и консолидированных горных пород, биологических материалов (костных и мягких тканей, минерализованных оболочек организмов), разнообразных технических материалов (эластомеров, пористых керамик, бетонов, пен) и т.д.

Классические теории пористых материалов являются макроскопическими теориями, в которых проблема пластичности твердого каркаса не рассматривается с физической точки зрения. В частности, не рассматриваются носители пластической деформации (дефекты, не нарушающие сплошность каркаса). Кроме того, в явном виде не учитывается нестационарное движение жидкости, то есть ускоренное движение и завихренности [1-8].

В настоящей работе предложен новый подход к описанию деформации пористого материала, насыщенного флюидом. Использование лагранжевого формализма в сочетании с методом калибровочных полей позволило ввести дефекты трансляционного типа для твердого каркаса и ускорения и завихренности для порового флюида [9,10]. Для этого лагранжиан пористого материала, насыщенного флюидом, записывается относительно потенциалов.

При стационарном течении флюида скорость определяется как градиент некоторого потенциала. Для твердого каркаса таким потенциалом являются упругие смещения. Лагранжиан пористого упругого материала при стационарном течении флюида инвариантен относительно глобальных групп трансляций и сдвигов (параметры группы не зависят от координат и времени). Однако локализация групп трансляций и сдвигов (параметры группы являются функциями координат и времени) нарушает инвариантность исходного лагранжиана для пористого упругого материала.

С использованием метода калибровочных полей построен лагранжиан, инвариантный относительно локализованных групп трансляций и сдвигов. В такой лагранжиан входят поля трансляционных дефектов в твердом каркасе и поля ускорений и завихренностей во флюиде. Уравнения движения пористой среды, насыщенной флюидом выводятся из принципа наименьшего действия, который приводит к уравнениям Эйлера-Лагранжа.

В итоге получена система взаимосвязанных нелинейных уравнений, описывающих деформацию пористого материала, насыщенного флюидом, с учетом динамики дефектов трансляционного типа в твердом каркасе, ускорений и завихренностей во флюиде.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

1. Biot M.A. Theory of propagation of elastic waves in a fluid-saturated porous solid. I. Low-frequency range // J. Acoust. Soc. Am. – 1956. – Vol. 28. – P. 168–178. – DOI:10.1121/1.1908239.
2. Biot M.A. Theory of propagation of elastic waves in a fluid-saturated porous solid. II. Higher frequency range // J. Acoust. Soc. Am. – 1956. – Vol. 28. – P. 179–191. – DOI:10.1121/1.1908241.
3. Biot M.A. Generalized theory of acoustic propagation in porous dissipative media // J. Acoust. Soc. Am. – 1962. – Vol. 34. – P. 1254–1264. DOI: 10.1121/1.1918315.
4. Burridge R., Keller J. Poroelasticity equations derived from microstructure // J. Acoust. Soc. Am. – 1981. – Vol. 70. – P. 1140–1146. – DOI:10.1121/1.386945.
5. Berryman J.G., Thigpen L. Linear dynamic poroelasticity with microstructure for partially saturated solids // J. Appl. Mech. – 1985. – Vol. 52. – P. 345–350. – DOI:10.1115/1.3169051.
6. Pride S.R., Gangi A. F., Morgan F.D. Deriving the equations of motion for porous isotropic media // J. Acoust. Soc. Am. – 1992. – Vol. 92. – P. 3278–3290. – DOI:10.1121/1.404178.

7. Coussy O. Poromechanics. – Cichester, West Sussex: John Wiley and Sons Ltd, 2004. – 298 pp. – DOI:10.1002/0470092718.
8. Cheng A.H.-D. Poroelasticity. – Berlin-Heidelberg: Springer Cham, 2016. – 877 pp. – DOI:10.1007/978-3-319-25202-5.
9. Ахиезер А.И., Пелетминский С.В. Поля и фундаментальные взаимодействия. – Киев: Наукова думка, 1986. – 552 с.
10. Ченг Т.-П., Ли Л.-Ф. Калибровочные теории в физике элементарных частиц. – М.: Мир, 1987. – 624 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ

^{1,2}Грищенко А.И., ¹Игнатович И.А.

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

²*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург*

Структурно неоднородные среды представляют собой широкий класс материалов. К данным материалам можно отнести гетерогенные материалы, например, композиционные, материалы с дефектами в виде пор, трещин, большинство макро однородных материалов на микроуровне являются структурно-неоднородными средами [1], например, поликристаллические сплавы. Определение эффективных свойств и напряженно деформированного состояния (НДС) структурно-неоднородных сред является важной и актуальной задачей. В работе предприняты попытки применения методов глубокого машинного обучения к задаче прогнозирования напряженно-деформированного состояния материалов с неоднородностями.

Моделирование процессов деформирования и разрушения структурно неоднородных сред может быть осуществлено различными методами. Так для определения эффективных упругих свойств и НДС композиционных материалов с периодической или квазипериодической структурой могут быть применены аналитические оценки [2-4 и др.]. Поведение металлов и сплавов с зернёной микроструктурой может быть описано с применением как классических феноменологических моделей, так и с помощью многоуровневых определяющих моделей, базирующихся на физических моделях деформирования поли и монокристаллов [5].

Другим подходом является прямое численное моделирование деформирования гетерогенных материалов с явным учетом микроструктуры. Одним из наиболее распространённых методов определения эффективных свойств является конечно элементная (КЭ) гомогенизация [6,7].

Недостатком обоих подходов является требование статически однородного распределения характеристик материала при условии сепарабельности масштабов неоднородностей. При выполнении данного условия возможно выделение элементарного представительного объема (ЭПО) материала, подразумевающего что он содержит всю статистическую информацию относительно распределения и морфологии неоднородностей материала. В случае статически неоднородной микроструктуры для адекватного отображения микроструктуры приходится использовать квазиЭПО большой размерности, что приводит к существенному увеличению вычислительных затрат при моделировании. Использование метода конечных элементов может быть дорогостоящим, требует наличия специализированных программных пакетов.

Развитие технологий глубокого машинного обучения позволяет предложить альтернативный подход. Данный подход заключается в обучении нейронных сетей на основе большого количества экспериментальных или синтетических данных. Так применение глубокого машинного обучения для предсказания НДС в аддитивно произведенных металлов с дефектами описано в [8], в [9] представлены результаты применения машинного обучения к задаче определения НДС в волокнисто-армированных композиционных материалах, определению НДС в дисперсно-армированных композитах посвящена работа [10]. Нейронные сети позволяют осуществлять многомасштабное моделирование процессов деформирования поликристаллических материалов [11].

С целью оценки адекватности результатов, получаемых с использованием машинного обучения рассмотрена задача нахождения распределения полей напряжений по Мизесу при растяжении полосы со случайно расположенными дефектами круглой формы одинакового радиуса (рис.1а). Задача была решена путем прямого КЭ моделирования. Далее, для обучения нейронных сетей было сгенерировано 3000 образцов со случайным расположением

дефектов. Было рассмотрено применение генеративно-сопоставительной сети Pix2Pix [12]. Pix2pix представляет собой алгоритм машинного обучения основанный на комбинации генеративной нейронной сети, генерирующей образцы и дискриминативной, пытающейся отличить их от реальных. В обеих постановках объемная доля дефектов равнялась 25%. Результаты моделирования представлены на рис.1б и в. Видно, что качественно результаты, полученные обоими методами, совпадают. Количественная оценка производилась путем вычисления среднеквадратичной ошибки (MSE), которая составляет 0.89, что свидетельствует о хорошем соответствии.

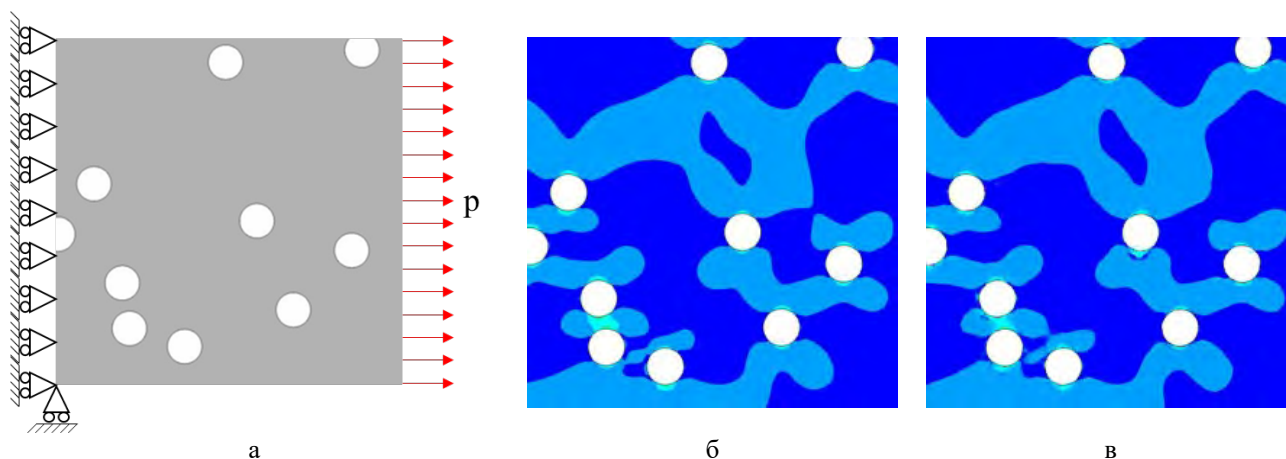


Рис. 1. Постановка задачи (а), поля интенсивности напряжений по Мизесу, полученные путем КЭ моделирования (б), полученные с помощью Pix2Pix (в)

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели для описания пластического и сверхпластического деформирования металлов и сплавов // Международная конференция "Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии", 6-10 сентября 2021 г., Томск, Россия : тезисы докладов. Томск, 2021. – С. 67-68.
2. Димитриенко Ю.И., Соколов А.П. Разработка автоматизированной технологии вычисления эффективных упругих характеристик композитов методом асимптотического осреднения // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Серия «Естественные науки». – 2008. – Т. 2. – С. 56-67.
3. Eshelby J.D. The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related Problems // Proceedings of the Royal Society A. – 1957. – Vol. 241. – P. 376-396.
4. Hashin Z., Shtrikman S. A variational approach to the theory of elastic behavior of multiphase materials // J. Mech. Phys. Solids. – 1963. – Vol. 11. – P. 127-140.
5. Трусов П.В. Классические и многоуровневые конститутивные модели для описания поведения металлов и сплавов: проблемы и перспективы (в порядке обсуждения) // Известия АН СССР. Механика твердого тела. – 2021. – №. 1. – С. 69-82.
6. Grishchenko A.I., Semenov A.S., Semenov S.G., Melnikov, B.E. Influence of structural parameters of the masonry on effective elastic properties and strength // Magazine of Civil Engineering. – 2014. – Vol. 49(5) – P. 95–106. – DOI:10.13140/2.1.1496.8324.
7. Грищенко А.И., Семенов А.С. Моделирование процессов упругопластического деформирования монокристаллических сплавов // Вестник ПНИПУ. – 2022. – №2. – С. 58–71.
8. Croom B.P., Berkson M., Mueller R. K., Presley M., Storck S. Deep learning prediction of stress fields in additively manufactured metals with intricate defect networks // Mechanics of Materials. – 2021. – December.
9. Bhaduri A., Gupta A., Graham-Brady L. Stress field prediction in fiber-reinforced composite materials using a deep learning approach / Johns Hopkins University. – 2021.
10. Rao C., Liu Y. Three-dimensional convolutional neural network (3d-cnn) for heterogeneous material homogenization // Computational Materials Science. – 2020. – Vol. 184. – 109850.
11. A deeplearning framework for solution and discovery in solid mechanics / E. Haghighat, M. Raissi, A. Moure, H. Gomez, R. Juanes // arXiv preprint arXiv:2003.02751. – 2020.
12. Isola P., Zhu J.-Y., Zhou T., Efros A. A. Image-to-Image Translation with Conditional Adversarial Networks / Phillip Isola, Jun-Yan Zhu, Tinghui Zhou, Alexei A. Efros; Berkeley AI Research (BAIR) Laboratory, UC Berkeley // IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition (CVPR). – 2017.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ TiAlTaSiN

¹Дмитриев А.И., ¹Никонов А.Ю., ²Огнев С.О., ¹Коротеев Ю.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Среди защитных покрытий в последнее время наибольшее распространение получили многокомпонентные покрытия на основе нитридов переходных металлов. Такие покрытия обладают рядом преимуществ по сравнению с другими покрытиями, а именно: высокая коррозионная и износостойкость, низкая сопротивляемость к высокотемпературному окислению, высокая пластичность. На сегодняшний день наиболее перспективными являются покрытия TiAlN, легированные дополнительными химическими элементами, а также многослойные композиции, свойства которых эффективно дополняют друг друга. Как показали недавние исследования [1], одним из наиболее перспективных легирующих элементов является Ta, который позволяет не только существенно увеличить трещиностойкость покрытий, но и обеспечивает сохранение высокой твердости при повышенных температурах. Тем не менее, добавление Ta приводит к образованию в покрытии столбчатых кристаллов. Принимая во внимание имеющиеся данные, перспективным направлением улучшения свойств покрытий на основе Ti-Al-N является одновременное введение Ta и Si, что позволит создать покрытия, обладающие комбинацией улучшенных свойств, характерных для композиций Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN и Ti_{1-x-y}Al_xSi_yN.

Наряду с экспериментальными исследованиями задача получения и изучения механических свойств новых многокомпонентных покрытий может быть существенно ускорена путем проведения компьютерного моделирования. Одной из ключевых задач построения компьютерной модели является определение функции взаимодействия между отдельными элементами моделируемой системы. В настоящей работе на основе теории функционала электронной плотности были рассчитаны потенциалы межатомного взаимодействия между атомами Si-Ti, Si-Al, Si-Ta и Si-N. Рассчитанные потенциалы были использованы для построения модели многокомпонентного покрытия Ti-Al-Ta-Si-N в рамках классического метода молекулярной динамики. Анализировалась устойчивость построенной модели покрытия к различным термомеханическим воздействиям. Кроме того, варьировалась концентрация легирующих включений многокомпонентного покрытия Ti-Al-Ta-Si-N с целью прогнозирования его оптимального состава и структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 22-19-00441, <https://rscf.ru/project/22-19-00441>).

1. Improved Ti-Al-N coatings through Ta alloying and multilayer architecture / Y. Yang, Y.X. Xu, L. Chen, P.H. Mayrhofer // Surf. Coat. Technol. – 2017. – Vol. 328. – P. 428-435 – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.09.016.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СИЛУМИНА, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Емельянова Е.С., Писарев М., Романова В.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Селективное лазерное плавление – это разновидность аддитивных технологий [1–4], широко используемых для производства алюминиевых деталей. Оно характеризуется высокоскоростными и высокоградиентными тепловыми процессами, развивающимися в каждом последующем слое порошка алюминия, что приводит к образованию сложной иерархической микроструктуры, значительно отличающейся от микроструктуры литых сплавов. Точный прогноз деформационного поведения аддитивного алюминия требует знания механизмов деформации, развивающихся на микро- и мезомасштабах, и их вклада в макроскопический отклик

В работе представлен новый подход к численному моделированию деформационного поведения аддитивно изготовленного силумина. Для генерации трехмерной микроструктуры с геометрией зерен, характерной для алюминиевых сплавов, полученных методом селективного лазерного плавления, использовался метод пошагового заполнения [5, 6]. Деформационное поведение зерен описывается в рамках физической теории пластичности кристаллов [7, 8], учитывающей системы скольжения в явном виде. Феноменологическое уравнение используется для описания критического разрешенного напряжения сдвига с учетом упрочнения границ зерен и деформационного упрочнения. Для снижения вычислительных затрат квазистатическое нагружение моделируется в динамической постановке с использованием явной схемы интегрирования по времени, которая обеспечивает высокую численную эффективность при решении нелинейных задач. Для иллюстрации результатов микромеханического моделирования представлены результаты расчетов для поликристаллической модели аддитивно изготовленного силумина, подвергающегося растяжению и сдвигу в трех различных направлениях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.

1. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001
2. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting / J. Suryawanshi, K.G. Prashanth, S. Scudino, J. Eckert, O. Prakash, U. Ramamurty // Acta Mater. – 2016. – Vol. 115. – P. 285–294.
3. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, J. V. Humbeeck // Acta Mater. – 2013. – Vol. 61, is. 6. – P. 1809–1900. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
4. Columnar to equiaxed transition during direct metal laser sintering of AlSi10Mg alloy: Effect of building direction / A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, J. Li, M. Mohammadi // Additive Manuf. – 2018. – Vol. 23. – P. 121–131. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.08.001.
5. Romanova V.; Balokhonov R. A Method of step-by-step packing and its application in generating 3d microstructures of polycrystalline and composite materials // Eng. Comput. – 2021. – Vol. 37. – P. 241–250. – DOI: 10.1007/s00366-019-00820-2.
6. A Numerical Study of the Contribution of Different Slip Systems to the Deformation Response of Polycrystalline Titanium / E.S. Emelianova, V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, M. Pisarev, O.S. Zinovieva // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24, is. 2. – P. 166–177. – DOI: 10.1134/S1029959921020065.
7. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications / F. Roters, P. Eisenlohr, L. Hantcherli, D.D. Tjahjanto, T.R. Bieler, D. Raabe // Acta Mater. – 2010. – Vol. 58. – P. 1152–121. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.058.
8. Trusov P.V., Shveykin A. I., Kondratyev N. S., Yants A. Yu. Multilevel Models in Physical Mesomechanics of Metals and Alloys: Results and Prospects // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 4. – P. 391–417. – DOI: 10.1134/S1029959921040056.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Еремин М.О., Чирков А.О., Данилов В.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Явление скоростной чувствительности металлических материалов привлекает внимание исследователей [1–4] с тех пор, как были проведены первые механические испытания при различных скоростях деформации. Одновременно с этим возникла проблема его теоретического описания.

Несмотря на значительное количество исследований, посвященных этому вопросу, необходимо исключить некоторые недостатки ранее опубликованных моделей, что и является целью данной работы. В этой работе предлагается модификация упруго-вязкопластической модели на случай обобщенного напряженного состояния с целью описания скоростной чувствительности образцов армко-железа в условиях растяжения в рамках метода конечных разностей. Математическая модель была сформулирована с использованием интенсивностей напряжений и деформаций, что уменьшило сложность определяющих уравнений релаксационного типа. Функция критического напряжения сдвига описывает неустойчивость S-типа одним уравнением. Скорость пластической деформации рассчитывалась на основе известного уравнения Орована, связанного с динамикой дислокаций. Кроме того, в модели учитывалась микроструктура материала с помощью дизайна представительного мезообъема с использованием метода пошагового заполнения [5]. Результаты моделирования были сопоставлены с имеющимися экспериментальными данными, и было установлено, что они хорошо коррелируют с ними. Полученные результаты свидетельствуют о том, что ошибка несоответствия между модельными и экспериментальными данными не превышает 10% в исследуемом диапазоне скоростей деформации.

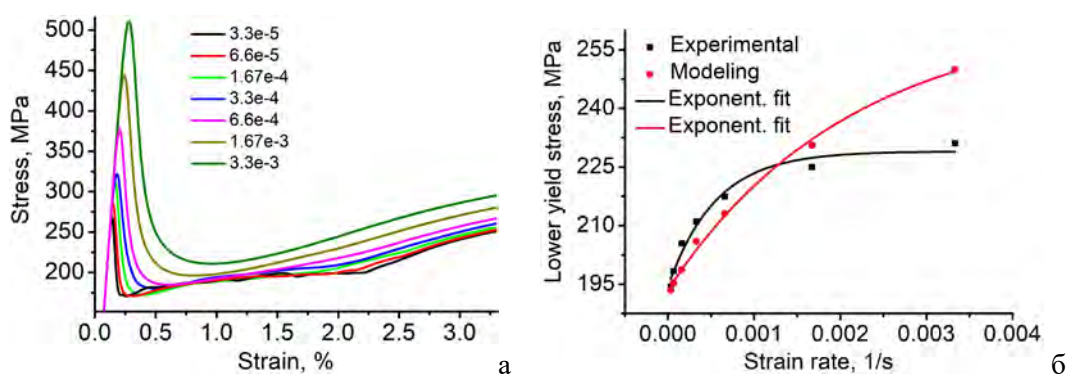


Рис. 1. Набор кривых напряжение-деформация на стадии площадки текучести для различных скоростей деформации, полученных в результате численного моделирования (а), сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2021-0002.

1. Investigation of mechanical properties of Armco-iron during fatigue test / A. Vshivkov, A. Prokhorov, S. Uvarov, O. Plekhov // *Mech. Adv. Mater. Mod. Processes.* – 2016. – Vol. 2 (2). – P. 1–7.
2. Hall E.O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. – 197. – 296 p.
3. Armstrong R.W., Walley S.M. High strain rate properties of metals and alloys // *Int. Mater. Rev.* – Vol. 53 (3). – 2008. – P. 105–128.
4. Deformation at variable strain rate of ARMCO iron / N. Lugo, E.S. Puchi, J. M. Cabrera, J. M. Pardo // *Rev. Metal.* – 2004. – Vol. 40 (2). – P. 139–145.
5. Romanova V.A., Balokhonov R.R. A method of step-by-step packing and its application in generating 3d microstructures of polycrystalline and composite materials // *Eng. Comput.* – 2019.

РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ ПОРОУПРУГОЙ МОДЕЛИ ОСТЕОСАРКОМЫ НА ОСНОВЕ МЕТОДА ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Остеосаркома позвоночника являются одним из видов рака приводящих к быстрой инвалидизации человека. При этом считается, что поток интерстициальной жидкости в костном матриксе способствуют развитию неопластического процесса [1]. Данный факт объясняется тем, что костная ткань обладает привлекательными физическими свойствами, которые облегчают инвазию опухоли [2]. Таким образом, механическое воздействие может также играть ключевую роль в стимулировании активности как опухолевых, так и костных клеток и способствовать поведению опухолевых клеток во время «порочного круга» рака. Ранее считалось, что внешняя механическая стимуляция (в том числе ударно-волновая терапия, УВТ) может привести к увеличению пролиферации раковых клеток в первичных и вторичных очагах опухоли. Однако недавние исследования показали, что к росту и миграции раковых клеток приводит относительно небольшие величины сжимающего напряжения до 40 кПа, а большая амплитуда может привести к остановке роста опухоли [3]. В работах последнего десятилетия [4, 5] было показано, что высокоинтенсивное ударно-волновое нагружение приводит к разрушению первичных и вторичных очагов раковой опухоли. В то же время большие величины внешнего механического воздействия могут приводить к деградации костных тканей. Поэтому актуальным является исследование влияния уровня механической стимуляции (УВТ) на поражённые злокачественными образованиями сегменты позвоночника с целью регенерации костных тканей и деактивизации раковых областей [6]. Предполагается, что на основе численных моделей, возможно, провести подбор терапевтических мероприятий основанных на внешней механической стимуляции поведения областей позвоночника, поражённых злокачественными образованиями (остеосаркома).

Целью данной работы было разработка численная пороупругая модель клеток остеосаркомы и проведение верификация, валидация и анализ скоростной чувствительности. Для описания механического поведения материалов использовалась пороупругая модель, реализованная в методе подвижных клеточных автоматов. Параметры пороупругой модели для разных типов составляющих межпозвоночного диска были взяты из литературных данных [7]. Для верификации моделей материалов проводились численные эксперименты по приложению вибрирующей нагрузки на модельный образец сферической формы. Анализировались распределение напряжений, деформаций и давления флюида в порах [8]. Проведённый анализ показал, что разработанная модель материалов раковых клеток достаточно точно описывают механическое поведение опухоли при динамическом нагружении. Разработанные численные модели материалов, в дальнейшем предполагается использовать для создания численной модели грудного отдела позвоночника поражённого остеосаркомой при ударно-волновом нагружении.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 23-79-01107.

1. Kuchumov A. G. Mathematical modelling and biomechanical approach to describe the development, the diagnostics, and the treatment of oncological diseases // Russ. J. Biomech. – 2010. – Vol. 14, № 4. – P. 42–69.
2. Bone Metastases Are Measurable: The Role of Whole-Body MRI and Positron Emission Tomography / D.E. Oprea-Lager, M.C.F. Cysouw, R. Boellaard, C.M. Deroose, L.F. de Geus-Oei, E. Lopci, L. Bidaut, K. Herrmann, L.S. Fournier, T. Bäuerle, N.M. de Souza, F.E. Lecouvet // Front. Oncolog. – 2021. – Vol. 11. – P. 772530. DOI: 10.3389/fonc.2021.772530.
3. Kalli M., Stylianopoulos T. Defining the Role of Solid Stress and Matrix Stiffness in Cancer Cell Proliferation and Metastasis. // Front. Oncolog. – 2018. – Vol. 8. – P. 55. DOI: 10.3389/fonc.2018.00055.
4. Shock wave impact on the viability of MDA-MB-231 cells / Y. Liao, J.W. Gose, E.M. Arruda, A.P. Liu, S.D. Merajver, Y.L. Young // PLoS ONE. – 2020. – Vol. 15, № 6. – P. e0234138. DOI: 10.1371/journal.pone.0234138.
5. Exposure to radial extracorporeal shock waves modulates viability and gene expression of human skeletal muscle

- cells: a controlled in vitro study. / S.G. Mattyasovszky, E.K. Langendorf, U. Ritz, C. Schmitz, I. Schmidtman, T.E. Nowak, D. Wagner, A. Hofmann, P.M. Rommens, P. Drees // *J. Orthop. Surg. & Res.* – 2018.– Vol. 13, № 1.– P. 75. DOI: 10.1186/s13018-018-0779-0.
6. Temporal and spatial changes in bone mineral content and mechanical properties during breast-cancer bone metastases. / A.S.K. Verbruggen, E.C. McCarthy, R.M. Dwyer, L.M. McNamara // *Bone Rep.* – 2022.– Vol. 17.– P. 101597. DOI: 10.1016/j.bonr.2022.101597.
7. Hu Y. Mohammad Mirzaei N., Shahriyari L. Bio-Mechanical Model of Osteosarcoma Tumor Microenvironment: A Porous Media Approach // *Cancers.* – 2022.– Vol. 14.– P. 6143. DOI: 10.3390/cancers14246143.
8. Jin Z.-H. A poroelasticity model for interstitial fluid flow and matrix deformation in a non-homogeneous solid tumor // *Math. Mech. Solids.* – 2021.– Vol. 2021.– P. 1–13. DOI: 10.1177/10812865211007920.

РАСЧЁТ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УЧАСТКА ТРУБОПРОВОДА ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, РАБОТАЮЩЕГО В РАСПЛАВЛЕННЫХ СОЛЯХ

^{1, 2}Жиляков А.Ю., ¹Голоднов А.И., ²Пырин Д.В., ¹Половов И.Б., ^{1, 2}Беликов С.В.

¹Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург

Провозглашённый мировым сообществом переход к зелёной энергетике подразумевает отказ от ископаемых источников энергии (уголь, нефть, урановая руда и т.д.) в пользу возобновляемых (солнце, ветер, биотопливо и т.д.). В 2022 году было принято решение о переходном периоде, в который допустимо использовать природный газ и атомную энергию наряду с альтернативными с постепенным сокращением потребления продуктов нефтепереработки и ископаемого угля. Солнечная генерация и аккумуляция энергии, и атомная промышленность, в частности, используют расплавленные соли в качестве теплоносителя и топлива. Особенностью условий эксплуатации конструкций в этом случае является воздействие высоких температур (400-750 °С) в течение длительного времени. Основной класс материалов, обладающих достаточной коррозионной стойкостью в расплавленных солях при указанных температурах, это никелевые сплавы, легированные хромом и молибденом [1-4]. К этим сплавам относится и исследуемый сплав ХН62М (Ni - 23 вес. % Cr - 12 вес. % Mo). Известно, что в сплавах системы Ni-Cr-Mo, обработанных на твёрдый раствор при нагреве до 350-650 °С выделяется упорядоченная фаза Ni₂(Cr, Mo), а в интервале 650-1000 °С образуются топологически плотно упакованные фазы типа σ, Р и др. Это приводит к изменению физических и механических свойств сплавов. Соответственно их нужно учитывать при прочностных расчётах конструкций, изготавливаемых из этих сплавов. Наиболее заметно свойства изменяются при выделении дисперсной упорядоченной фазы Ni₂(Cr, Mo). Целью настоящей работы является показать, как влияет учёт изменения свойств сплава при изотермической выдержке при 550 °С в течение 50 часов на напряжённно-деформированное состояние участка трубопровода из сплава ХН62М.

На первом этапе работ были исследованы физические свойства сплава ХН62М при нагревании от комнатной температуры до 1000 °С и при изотермической выдержке при 550 °С в течение 50 часов. Показано, что модуль Юнга при нагревании снижается, но при выдержке при 550 °С в течение 50 часов возрастает на 14 % относительно значения при выходе на температуру изотермической выдержки. При нагревании сплав линейно расширяется, а при выходе на изотерму при 550 °С он начинает сжиматься, и изменение за 50 часов составило около 0,2 %. Также были испытаны образцы на одноосное растяжение при 550 °С, изменения предела текучести и предела прочности за 50 часов выдержки около 4 %.

Изменения свойств были учтены при расчёте напряжённно-деформированного состояния участка трубопровода с П-образным компенсатором в программной среде ANSYS. Показаны изменения напряжений в моделируемом участке при нагревании от комнатной температуры до 550 °С и дальнейшее изменение напряжённно-деформированного состояния при выдержке в течение 50 часов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

1. Patel N.S., Pavlík V., Boča M. High-Temperature Corrosion Behavior of Superalloys in Molten Salts—A Review // Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences. Taylor and Francis Inc. – 2017. – Vol. 42, № 1. – P. 83–97.
2. High temperature corrosion studies in molten salt-FLiNaK / C.S. Sona et al. // Corrosion Engineering Science and

Technology. Maney Publishing. – 2014. – Vol. 49, № 4. – P. 287–295.

3. Effect of moisture on corrosion of Ni-based alloys in molten alkali fluoride FLiNaK salt environments / F.Y. Ouyang et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – Vol. 437, № 1–3. – P. 201–207.

4. Corrosion behavior of Ni-based alloys in molten NaCl-CaCl₂-MgCl₂ eutectic salt for concentrating solar power / B. Liu et al. // Solar Energy Materials and Solar Cells. Elsevier B.V. – 2017. – Vol. 170. – P. 77–86.

О ТРАЕКТОРИЯХ ТЕРМИЧЕСКИХ ТРЕЩИН В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ

¹Заболотский А.В., ¹Хадыев В.Т., ¹Мигашкин А.О., ¹Турчин М.Ю., ²Шилько Е.В.

¹ООО «Группа «Магнезит», Сатка, Челябинская обл.

²ФБГУН ИФПМ СО РАН, Томск

Хрупкие керамические материалы являются основным классом материалов, применяемых в качестве теплового ограждения при температурах, превышающих 1000 С, в частности в металлургическом производстве. При этом, свойства материалов существенно изменяются при повышении температуры, особенно вблизи температуры плавления, происходит хрупко-пластичный переход, приводящий к изменению характера разрушения. С учетом того, что конструкционные материалы, как правило, представляют собой поликристаллические тела, состоящие из кристаллов (зерен) различного размера эффекты изменения механических свойств по мере повышения температуры проявляются раньше, чем для крупных монокристаллов, вследствие поверхностных эффектов (появление жидкой фазы) на границах зерен [1].

При неравномерном быстром изменении температуры тела возникают локальные термомеханические напряжения, превышающие его предел прочности и приводящие к деформации. В наиболее прогретых областях тел напряжения вызывают необратимые пластические деформации, а при температурах ниже хрупко-пластичного перехода – трещинообразование.

Для огнеупорных керамических материалов температура хрупко-пластичного перехода может быть определена путем испытания тел на деформацию под нагрузкой (ГОСТ). При этом, температура перехода может оказаться на 200 – 300 градусов ниже типичной температуры эксплуатации материала. То есть в процессе эксплуатации значительный объем материала, прилегающий к рабочей поверхности находится в условиях, предполагающих возникновение пластических деформаций под действием механических нагрузок.

Непосредственное наблюдение трещинообразования в футеровочных огнеупорных материалах затруднено вследствие высокой температуры хрупко-пластичного перехода и оптической непрозрачности таких материалов. Однако, известны оптически прозрачные хрупкие материалы с более низкой температурой плавления, например, лед. Для льда хрупко-пластичный переход происходит в области температур -15 ... -5 С, когда резко изменяется значение модуля упругости [2].

Авторами проведено компьютерное моделирование (при помощи FEM) трещинообразования в поле температур при котором часть тела находится в хрупком, а другая – пластичном состоянии. Показано (применением градиентного деформационного критерия, предполагающего развитие трещин от наиболее растянутых областей материала к максимально сжатым [3]), что в этом случае зарождение и распространение трещин будет происходить в «хрупкой» части материала, несмотря на то, что максимальные напряжения и деформации локализованы в его «пластичной» области. Рассмотрены типичные картины трещинообразования при одностороннем и локальном нагреве хрупких тел.

Для валидации расчетов проводили исследование траекторий трещин при разборе огнеупорных футеровок металлургического оборудования, в рамках которого выявлены многочисленные образцы с разрушенной «холодной», «хрупкой» зоной (рис. 1). При этом возникали характерные картины трещинообразования, полученные ранее расчетным путем.



Рис. 1. Трещинообразование в футеровке свода туннельной печи на удалении от рабочей поверхности

Кроме того, был проведен активный эксперимент резкого локального нагрева ледяных образцов, показавший также отсутствие трещин в окрестности области нагрева и соответствие картин разрушения результатам предварительного расчета (рис. 2).

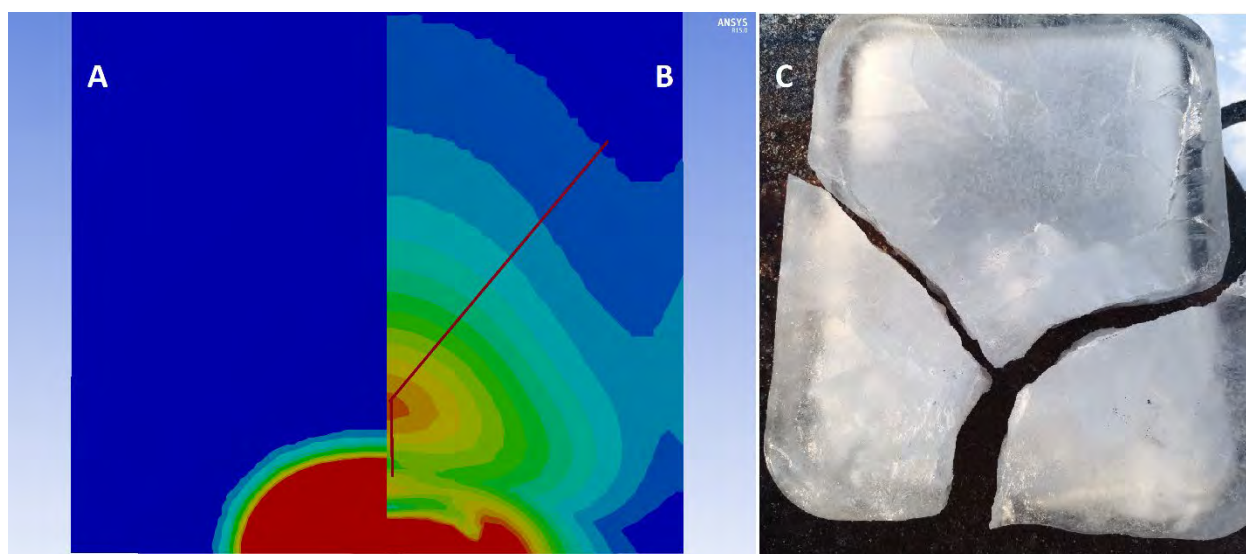


Рис. 2. Температурное поле (А), эпюра деформаций с линиями максимальных градиентов (В) и картина разрушения ледяного блока (С)

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.

1. Гусаров В.В., Суворов С.А. Температура плавления локально-равновесных поверхностных фаз в поликристаллических системах на основе одной объемной фазы // Журн. прикл. химии. – 1990. – Т.63, №8. – С.1689–1694.
2. Марченко А.В., Карулин Е.Б., Чистяков П.В. Экспериментальное определение упругих характеристик морского ледяного покрова // Современные подходы и перспективные технологии в проектах освоения нефтегазовых месторождений российского шельфа. Научно-технический сборник ВЕСТИ ГАЗОВОЙ НАУКИ). – 2020. – № 3 (45). – С. 129-140.
3. Моделирование зарождения трещин в материалах с регулярно расположенными сферическими порами в условиях многоосного нагружения / А.В. Заболотский, А.О. Мигашкин, А.С. Григорьев, А.И. Дмитриев, М.Ю. Турчин, В.Т. Хадыев, Е.В. Шилько // Новые огнеупоры. – 2023. – № 3. – С. 13–20.

О СУЩЕСТВОВАНИИ ЕДИНЫХ НЕПРЕРЫВНЫХ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ РАЗНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЕЙ ПРИ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Завойчинская Э.Б.

МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва

Анализ опытных данных по много- (в среднем, $N_f \in (10^4, 10^6)$) циклов до макроразрушения) и гигацикловой (в среднем, $N_f \in (10^6, 10^{11})$) циклов) усталости металлов и сплавов [1–12] выявил возможное наличие разных физических механизмов развития процесса. В многоцикловой области на микроуровне имеет место образование микротрещин на поверхности тела (хрупкое микроразрушение) и зарождение и развитие дислокаций по механизмам скольжения и двойникования с формированием сетчатой субструктуры и плоскостей скольжения (неупругое деформирование и вязкое микроразрушение пластичных материалов), которые реализуются с разной вероятностью. В гигацикловой области многих материалов (железа, низкоуглеродистых, нержавеющей и др. сталей, титановых сплавов) наблюдается другой механизм, а именно, зарождение микротрещин в объеме тела от геометрических концентраторов структуры: в матрице, на границах зерен, от включений и др., с формированием области мелкогранулированной зернистой мезоструктуры «рыбий глаз» и образованием фасеток микроскола. Оба механизма могут быть реализованы как в области много-, так и в области гигацикловой усталости, что связывается со структурой материала, скоростью нагружения (частотой), температурой, средой, асимметрией цикла.

Кривые много- и гигацикловой усталости по уровням дефектности (на микро-, мезо- и макроуровнях) при одночастотном одноосном нагружении или сдвиге с асимметрией цикла [7,8,13] описываются функциями четырех независимых переменных вида: $\sigma_{max}^*(v, N, T, R)$, где σ_{max}^* – предельное максимальное напряжение, v – частота нагружения, N – число циклов, T – температура и R – асимметрия цикла. Проведенный анализ большого объема известных результатов позволяет считать частоту v независимой переменной [14 – 17], ее влияние по-видимому, не является эффектом разогрева образца (при экспериментальном исследовании особое внимание уделяется (воздушному или водяному) охлаждению образцов). К материалам, усталостные свойства которых практически не зависят от частоты, относят никелевые сплавы, высокоуглеродистые и мартенситно-хромистые стали. Другие материалы, такие как титановые сплавы, низко- и среднеуглеродистые стали, алюминиевые сплавы демонстрируют устойчивую зависимость от частоты (по приведенным данным увеличение пределов усталости, например, для низкоуглеродистых сталей достигает до 40%). Соответствующие результаты приведены в работах Y. Furuya, S. Murakami, C. Bathias, A.A. Шанявского, H. Mayer, Y. Nishimura и др. Методы высокочастотных испытаний как методы ускоренных испытаний не могут быть применимы для материалов, усталостные свойства которых зависят от частоты, их применение может привести к предсказанию предела усталости при заданной долговечности выше реального.

Кривые усталости по уровням дефектности являются едиными непрерывными кривыми по каждой из переменных, у них отсутствуют разрывы, в зависимости от диапазона по долговечности разрушение может развиваться как по первому механизму, так и по второму механизму. При заданной частоте нагружения отсутствуют: «бифуркационные участки» кривой усталости, т.е. участки, где существуют две ветви кривой по двум разным зависимостям в одном диапазоне по числу циклов, наличие которых полагали и связывали с разными механизмами разрушения А.А. Шанявский и др., «две ветви долговечности», которые рассматривали Л.Р. Ботвина и В.Ф. Терентьев. Кривая усталости не является «дуплексной кривой», как ее представляли T.Sakai, K.Shiozawa, S. Ishihara и др. В много- и гигацикловой области не существует «эффекта дуальности кривой Велера», как это полагают Наймарк О.Б. с коллегами и описывают в предложенной ими модели усталостного разрушения. На известной диаграмме Н. Mugrabі на одном графике представлены две разные кривые усталости при разных частотах для материала с зависящими от частоты

усталостными свойствами. Циклы экспериментов Т.П. Захаровой, А.А. Шанявского, K.Shiozawa, S. Ishihara, L. Lu и др. при изгибе с вращением не учитывают, что в условиях изгиба в образцах формируется неоднородное напряженное состояние по сечению, и, если очаг микроразрушения находится внутри тела, то разрушение при одном и том же числе циклов наступает при меньшем напряжении (которое и нужно брать в качестве σ_{max}^*). Поэтому, в частности, не наблюдается двух ветвей кривой усталости в опятах при растяжении-сжатии. Также доказывают правомерность предложенных объяснений известные данные о том, что кривая усталости при изгибе с вращением лежит выше кривой при растяжении-сжатии [14]. В работах [10 – 12] процесс хрупкого усталостного разрушения рассматривается как иерархический случайный процесс на шести масштабно-структурных уровнях. Вводятся функции распределения вероятности неразрушения (надежности) и вероятности разрушения на каждом уровне, для которых записывается рекуррентная система определяющих соотношений. Кривые усталости по уровням дефектности определяются как достижение вероятности разрушения на каждом уровне определенных значений. Дается алгоритм нахождения базовых функций по данным стандартных усталостных испытаний при одночастотном осевом нагружении с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин. При заданных температуре процесса и асимметрии цикла для материалов, усталостные свойства которых зависят от частоты, строятся различные кривые усталости по уровням дефектности в зависимости от частоты нагружения.

1. Ботвина Л.Р., Болотников А.И., Синев И.О. Иерархия микротрещин при циклическом и статической нагружении // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т. 22. – № 6. – С. 24-36. – DOI: 10.24411/1683-805X-2019-16003
2. Мезомасштабный уровень усталостного разрушения титанового сплава BT22 после радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением / Солдатенков А.П., Найденкин Е.В. Шанявский А.А., Мишин И.П., Еремин А.В., Богданов А.А., Панин С.В. // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т. 25. – № 4. – С. 70-83 – DOI: 10.55652/1683-805X_2022_25_4_70
3. Экспериментальное и теоретическое исследование многомасштабных закономерностей разрушения при сверхмногоциклового усталости/ Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Банников М.В., Абаймов С.Г., Ахатов И.Ш., Palin-Luc T., Наймарк О.Б. // Физическая мезомеханика. – Т. 20. – № 1. – 2017 – с. 82- 93.
4. Шанявский А.А., Солдатенков А.П. Масштабные уровни предела усталости металлов// Физическая мезомеханика. – 2019. – Т.22. – № 1. – С. 44-53 – DOI: 10.24411/1683-805X-2019-11005
5. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука. – 2015. – 484 с.
7. Завойчинская Э.Б. Общие закономерности и критерии разрушения твердых тел на разных масштабно-структурных уровнях при длительном нагружении (обобщающая статья) // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2022. – Т.88. – № 7. – С. 48-62. – DOI:10.26896/1028-6861-2022-88-7-48-62.
8. Zavoychinskaya E. B. On High- and Very High Cycle Fatigue of Metals and Alloys at Axial Loading. – Structural Integrity. Springer Nature (Switzerland). – 2022. – V. 24. – P.211-218.
9. Fatigue of Materials at Very High Numbers of Loading Cycles. /Christ H. J. (Ed.). –Springer. – 2018. – 627 p.
10. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. –New York: Dekker Publisher. –2005. –304 p.
11. Jeddi D., Palin-Luc T. A Review About the Effects of Structural and Operational Factors on the Gigacycle Fatigue of Steels // Fatigue Fract. Eng. Mater.Struct. –2018. –N 41. –P. 969–990. – DOI: 10.1111/ffe.12779.
12. Inclusion Initiated Fracture in Spring Steel Under Axial and Torsion Very High Cycle Fatigue Loading at Different Load Ratios/ Karr U., Sandaiji Y., Tanegashima R., Murakami S., Schönbauer B., Fitzka M., Mayer H. //Int. J. of Fatigue. –2020. –N 134 105525. – DOI: 10.3390/met11071075.
13. Zavoychinskaya E. B. A stochastic theory of Scale-structural fatigue and structure durability at operational loading. –Understanding complex systems. – Springer Complexity. – 2021. – P.71-89.
14. Влияние вида нагружения на многоцикловую усталость жаропрочных сплавов / Горбовец М.А., Ходинев И.А., Каранов В.А., Юшин В.Д. // Труды ВИАМ. –2019. –№ 3. –С. 96-104.– DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-96-104.
15. Влияние частоты нагрузки при низкочастотном и высокочастотном методах испытаний на усталостные характеристики низкоуглеродистых и высокоуглеродистых сталей (обзор) / Гридасова Е.А., Дренина К.Ю., Дренин А.С., Середа М.А. // Вестник инженерной школы ДВФУ. –2020. –Т. 42. –№ 1. – DOI:10.24866/2227-6858/2020-1-1.
16. Нгуен Нгок Т., Капралов В.М., Коленько Г.С. Влияние частот нагружения на сопротивление усталости материалов // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. –2019. – Т. 25. –№2. –С.68-77. –DOI: 10.18721/JEST.25205.
17. Sharma Ashutosh, Min Chul Oh, Byungmin Ahn. Recent Advances in Very High Cycle Fatigue Behavior of Metals and Alloys – A Review // Metals. – 2020. – V. 10, 1200. – DOI: 10.3390/met10091200.

ДВУХУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В АДДИТИВНОМ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОМ СПЛАВЕ

¹Землянов А.В., ^{1,2}Гатиятуллина Д.Д., ¹Балохонов Р.Р.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Проведено численное моделирование деформации и разрушения сплава AlSi12, изготовленного методом электронно-лучевого аддитивного плавления проволоки [1-2]. Используется микроструктура сплава, исследованная методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии (рис. 1а, г).

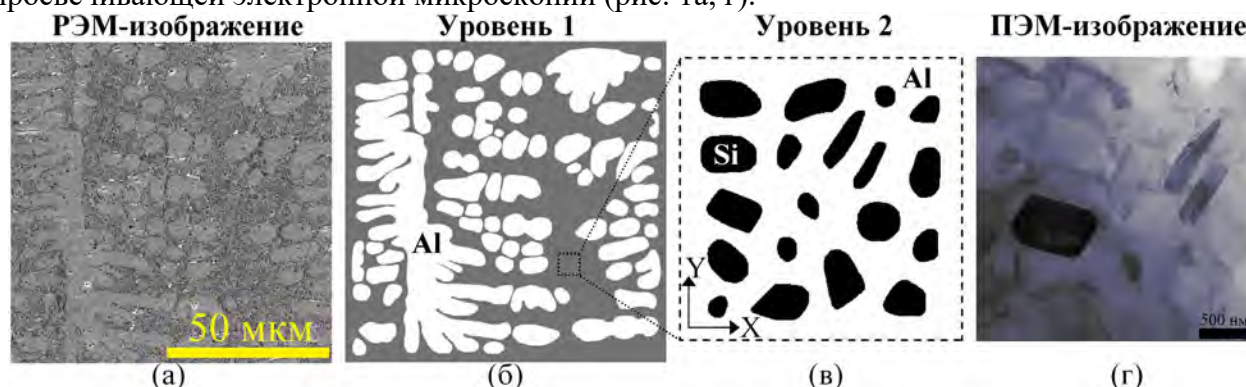


Рис. 1. Экспериментальная (а) и модельные структуры напечатанного сплава AlSi12 на масштабном уровне дендритов (б) и отдельных частиц кремния (в)

На масштабном уровне нескольких десятков микрон (рис. 1б, Уровень 1) алюминиево-кремниевый сплав представляет собой дендритную структуру, которую можно рассматривать как композиционный материал, состоящий из алюминиевых дендритов, разделенных эвтектическим каркасом. В свою очередь, эвтектику можно рассматривать как композит с алюминиевой матрицей, упрочненной частицами кремния размером в несколько сотен нанометров (рис. 1в, Уровень 2). Эвтектическая и дендритная структуры учитываются в расчетах в явном виде. Динамические краевые задачи решаются с помощью программного пакета ABAQUS/Explicit методом конечных элементов. Для моделирования реакции алюминия и кремния используются изотропные упругопластическая и упругая модели. Модель разрушения включает энергетический критерий, сформулированный для материалов частиц и матрицы в терминах интенсивности напряжений и накопленной пластической деформации. Предлагается двухуровневый подход для исследования деформации и разрушения сплава AlSi12. На Уровне 2 моделируется термомеханическое поведение двухфазного композита «алюминиевая матрица – частицы кремния» для получения эффективных свойств материала эвтектики, которые затем используются на более высоком масштабном Уровне 1 в качестве свойств материала эвтектического каркаса для исследования деформации и разрушения двухфазных дендритных структур. Проанализировано влияние термических остаточных напряжений, возникающих в условиях охлаждения после печати, на последующее механическое поведение сплава.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.

1. Controlling the porosity using exponential decay heat input regimes during electron beam wire-feed additive manufacturing of Al-Mg alloy / V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2020. – Vol. 108. – P. 2823–2838. – DOI:10.1007/s00170-020-05539-9.
2. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback et al. // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – is. 5 – P. 112–224.

РАСЧЕТ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКЕ $\text{ZrB}_2\text{-ZrO}_2$

Зими́на В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сочетание преимуществ разных оксидных керамик в слоистых и слоисто-градиентных композитах позволяет получать новые перспективные материалы, в том числе и для высокотемпературных приложений [1, 2]. Остаточные макронапряжения, формируемые в таких композитных материалах, оказывают влияние на их механические и функциональные свойства и, несомненно, теоретическая оценка этих температурных напряжений представляет научный и практический интерес [3, 4].

В работе рассматриваются два подхода к расчету остаточных температурных напряжений. Первый, более строгий и подробный анализ, основанный на численном решении термомеханической задачи о температурных напряжениях, возникающих при остывании образца из слоистого композита с применением метода конечных элементов [5, 6]. Второй метод основан на приближенном аналитическом решении для упрощенной одномерной задачи для слоистой среды при однородном изменении температуры [7, 8]. Причем, в обоих методах можно учитывать температурные зависимости упругих и теплофизических параметров каждого слоя.

В частности, для образца, состоящего из подложки $\text{ZrB}_2\text{-SiC}$ и градиентно-слоистого покрытия ZrO_2 , показано, что термические остаточные напряжения в подложке являются сжимающими, их величина не превышает 43 МПа. В покрытии и переходных слоях композита остаточные напряжения оказались растягивающими. Их величины растут по мере приближения к наружному слою покрытия и достигают величины 1525 МПа. Эти результаты подтверждаются косвенными экспериментальными данными об остаточных напряжениях в таких образцах [9].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Mechanical performance of $\text{ZrB}_2\text{-ZrO}_2\text{-SiC}$ multilayer com-posite materials / A.G. Burlachenko, Y.A. Mirovoy, E.S. Dedova, S.P. Buyakova // AIP Conf. Proc. – 2020. – Vol. 2310. – Art. 020049. – DOI:10.1063/5.0034259.
2. Development of multi-layered thermal protection system (TPS) for aerospace applications / D.D. Jayaseelan, Y/ Xin, L. Vandeperre, P. Brown, W.E. Lee // Compos. B Eng. – 2015. – Vol. 79. P. 392–405. – DOI:10.1016/j.compositesb.2015.04.017.
3. A simple way to make pre-stressed ceramics with high strength / Y. Bao, F. Kuang, Y. Sun, Y. Li, D. Wan, Z. Shen, D. Ma, L. He // J. Materiomics. – 2019. – Vol. 5. – P. 657–662. – DOI:10.1016/j.jmat.2019.06.001.
4. A.K. Mahmoud, S. Farman, S.R. Hassan Evaluation of the residual stresses in advanced composite ceramic coatings using X-ray diffraction techniques // Mach. Technol. Mater. – 2018. – Vol. 12. – P. 466–468. – DOI:stumejournals.com/journals/mtm/2018/11/466.
5. Зими́на В.А., Смолин И.Ю. Анализ остаточных напряжений в многослойной высокотемпературной керамике // Известия вузов. Физика. – 2022. – Т. 65, № 3. – С. 146–153. – DOI 10.17223/00213411/65/3/146.
6. Эволюция остаточных напряжений и разрушение при термомеханическом нагружении дисперсно-упрочненных металлокерамических композиционных материалов / Р. Р. Балохонов, А. С. Кульков, А. В. Землянов [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2021. – Т. 24, № 5. – С. 5-15. – DOI 10.24412/1683-805X-2021-5-5-15.
7. Demidov V.N., Knyazeva A.G. Stressed-strain state of multi layer foil under one-axis tension // Appl. Mech. Mater. – 2015.– Vol. 756. – P. 540–545. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.756.540.
8. Смолин И.Ю., Зими́на В.А., Буякова С.П. Оценка температурных остаточных напряжений в слоистом керамическом композите // Механика композитных материалов. – 2022. – Т. 58, № 6. – С. 1175–1192. – DOI 10.22364/mkm.58.6.05.
9. Formation of thick immersion coatings and estimation of residual stress in the system $\text{ZrB}_2\text{-ZrO}_2$: experimental and numerical investigation / A. Buyakov, I. Smolin, V. Zimina, N. Fedyanin, A. Shmakov, S. Buyakova // Materials. – 2023. – Vol. 16, Iss. 2, Art. num. 781. – P. 1–13. – DOI 10.3390/ma16020781.

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНО- И БИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-10Ni-20Cr

Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Григорьев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Радиационные повреждения в металлах и сплавах активно изучаются на протяжении многих десятилетий. Это мотивируется, в первую очередь, важностью разработки перспективных материалов с высокой радиационной стойкостью для реакторов нового поколения. Дegradaция эксплуатационных свойств материалов всегда начинается с зарождения и развития структурных изменений на микроскопическом уровне. Малые пространственно-временные масштабы процессов на микроуровне, а также экстремальные внешние условия существенно затрудняют получение информации о динамике структурных изменений в облучаемом материале экспериментально. В то же время компьютерное моделирование является наиболее эффективным способом получения данных об атомных механизмах развития радиационной повреждаемости и ее влиянии на физико-механические свойства материала. Исследуемым в проекте материалом был сплав Fe-10Ni-20Cr. Изучение первичной радиационной повреждаемости сплавов на основе Fe представляет значительный научно-практический интерес в виду их широкого использования в качестве конструкционных материалов в атомной энергетике. Для изучения поведения облучаемого сплава использовались многочастичные потенциалы межатомного взаимодействия, современные вычислительные пакеты, позволяющие распараллеливать процесс расчета, а также высокоэффективные алгоритмы для идентификации, анализа и визуализации дефектов структуры. Методы молекулярной динамики и метод Монте-Карло позволили явно учесть дискретность атомной структуры и особенности распределения легирующих элементов, что является необходимым условием адекватности моделирования материалов с интерфейсами.

В работе были рассчитаны количество, типы, размеры и особенности распределения выживших радиационных дефектов в моно- и бикристаллических образцах при различных дозах облучения. Были изучены механизмы миграции различных границ зерен в бикристаллических образцах, инициированные радиационным воздействием. Для изучения механизмов изменения физико-механических свойств был проведен анализ деформационного поведения моно- и бикристаллических образцов Fe-10Ni-20Cr, облученных до различных доз, при одноосной деформации. Полученные результаты сравнивались с результатами аналогичных расчетов для необлученных образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-00062).

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЯЗКОУПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ЭЛЕМЕНТАХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ МОСТОВЫХ СООРУЖЕНИЙ

Каменских А.А., Носов Ю.О.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Смазочные материалы нашли широкое применение в узлах трения разного назначения. С расширением возможностей численного моделирования задач динамики и прочности многие конструкции исследуются в рамках механики контактного взаимодействия. При этом для построения качественной модели исследования требуется правильное описание поведения материалов максимально близко оригиналу. Ведутся исследования смазочных материалов по определению антифрикционных и эксплуатационных свойств [1, 2]. Но для описания работы узлов трения в динамике требуется определение реологии смазок, в том числе в широком диапазоне температур. Существует достаточно большой выбор современных и проверенных временем смазочных материалов, применяемых в узлах трения. Для прогнозирования работы конструкции в целом на длительный период с целью анализа основных закономерностей поведения и рационализации ее работы требуется построение математических моделей поведения смазок в широком диапазоне температур и скоростей деформирования. В Российской Федерации при производстве и работе подшипников скольжения, в том числе и мостовых опор, широко распространено использование таких смазочных материалов, как: ЦИАТИМ-221, ЦИТАИМ-221F, ТОМФЛОН СК 170 FH, ТОМФЛОН СБС 240 FM. При этом многие авторы [3-4] утверждают, что смазочный материал работает как тело Максвелла. Поэтому в качестве основных моделей для описания вязкоупругого поведения смазок по экспериментальным данным выбраны ряды Прони и модель Ананд.

В рамках работы выполнено экспериментальное исследование смазочных материалов, а также описание их математической модели динамического поведения. Экспериментальные исследования выполнены при помощи реометра Discovery Hybrid Rheometr (TA Instruments – Waters LLC, USA, New Castle) на базе лаборатории пластмасс ПНИПУ [5-6]. Помимо этого создана численная процедура идентификации математической модели вязкоупругого поведения смазочного материала на основе тела Максвелла. Что является последовательным соединением упругой пружины (1) и вязкого элемента (2):

$$\tau_e = G\gamma_e, \quad (1)$$

$$\tau_v = \eta \dot{\gamma}_v, \quad (2)$$

где G – модуль сдвига; η – динамическая вязкость. При этом в случае последовательного соединения напряжения упругого и вязкого элемента равны друг другу (3), а деформация является суммой упругой и вязкой части (4):

$$\tau = \tau_e = \tau_v, \quad (3)$$

$$\gamma = \gamma_e + \gamma_v. \quad (4)$$

Полная деформация зависит от времени:

$$\gamma = \tau/G + 1/\eta \left(\int_0^t \tau(q) dq \right). \quad (5)$$

Дальнейшее исследование выстроено на основе уравнений (1)-(5).

Поиск неизвестных параметров представленных моделей выполняется при помощи многопараметрического оптимизационного алгоритма Нелдера-Мида с экспериментальными данными. Задача минимизации функционала:

$$F = \left| \frac{(\tau_{\text{exp}} - \tau_{\text{num}}(\bar{\mathbf{x}}))}{\tau_{\text{exp}}} \right| \times 100\% \rightarrow \min, \quad (6)$$

где $\bar{\mathbf{x}}$ – вектор неизвестных. $\bar{\mathbf{x}}$ имеет различное количество параметров оптимизации для разных моделей вязкоупругости. Поиск продолжается до тех пор, пока функционал не будет меньше 5%.

На основе уравнений построена численная процедура (см. рис.1).

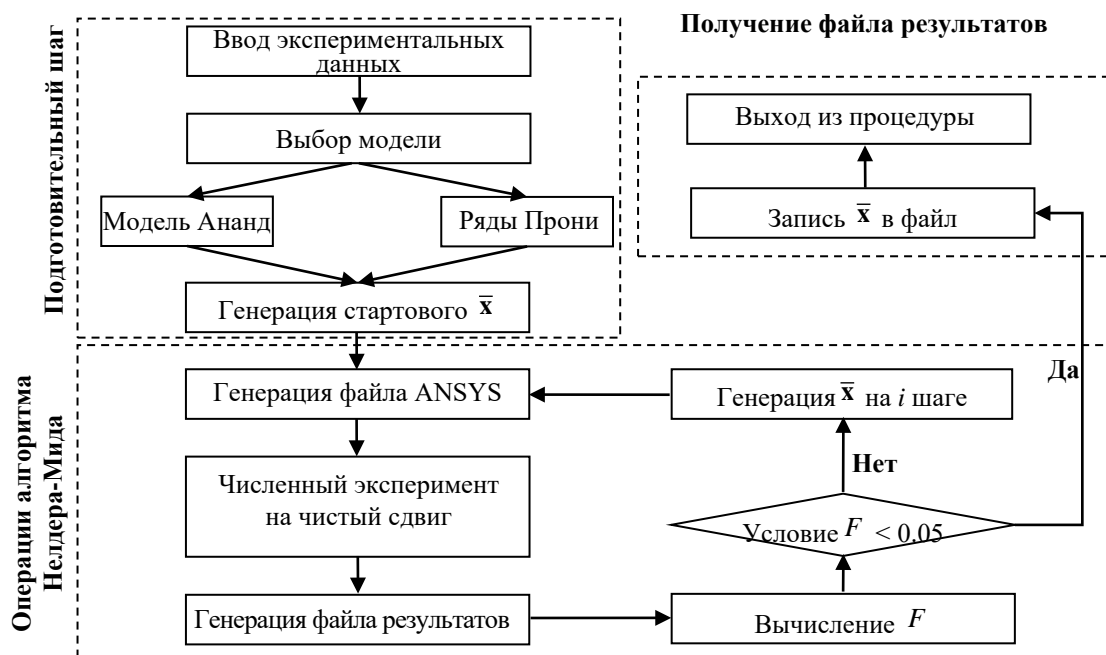


Рис. 1. Схема процедуры идентификации математической модели

Численная процедура состоит из 3 основных частей:

- Предварительный шаг. Заключается в вводе экспериментальных данных в процедуру, выбора математической модели и задание начальных значений вектора неизвестных \bar{X} ;
- Операции многопараметрической оптимизации Нелдера-Мида. Генерируется файл ANSYS, с последовательностью команд построения численной модели. Решение задачи на чистый сдвиг с генерацией файла результатов. Расчет функционала F , и сравнение его с требуемой погрешностью, не выполнение условия приводит к генерации нового вектора неизвестных и повторение этой части сначала.
- Получение файла результатов. В случае выполнения условия погрешности запись итогового значения вектора неизвестных \bar{X} и выход из процедуры.

Полученные данные можно использовать при численном моделировании работы конструкции с использованием исследуемого набора смазочных материалов. Процедура может быть адаптирована под результаты экспериментов других смазочных материалов. Планируется расширение процедуры идентификации на более сложные модели вязкоупругого поведения материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №22-29-01313.

1. Митягин В.А., Глядяев Д.Ю., Одинец Л.Г. Метод оценки трибологических характеристик антифрикционных пластичных смазок в узлах трения // Труды 25 ГосНИИ МО РФ. – 2020. – № 59. – С. 298-303.
2. Исследование смазывающих свойств пластичных смазок / У. А. Васечкин, И. А. Андреев, С. Н. Котельников [и др.] // Молодежный вестник ИрГТУ. – 2023. – Т. 13, № 1. – С. 6-19.
3. Григорьев Б. С., Елисеев А. А. Расширенное уравнение Рейнольдса для неньютоновской смазки с верхней конвективной моделью Максвелла // 30 Симпозиум по реологии : Сборник тезисов докладов, Тверь, 26 сентября – 02 2021 года. – Москва, Россия: Институт нефтехимического синтеза им. А.В. Топчиева Российской академии наук, 2021. – С. 68-69.
4. Влияние двух типов малослойных графитовых фрагментов на вязкоупругие свойства пластичных смазочных материалов / М.А. Шилов, А.А. Бурков, Д.Н. Столбов, С.В. Савилов, А.И. Смирнова, Н.В. Усольцева // Материаловедение. – 2022. – № 9. – С. 10-21. – DOI:10.31044/1684-579X-2022-0-9-10-21.
5. Дятлов И.Я., Труфанова Н.М. Численное исследование влияния технологических параметров на степень завершенности вулканизации изоляции кабеля // Научно-технический вестник Поволжья. – 2022. – № 8. – С. 17-20.
6. Зорихина Л.И., Ершов С.В. Применение температурно-временной суперпозиции для исследования вязкости полимерных композиций // Материалы всероссийской научно-технической конференции в 2-х томах «Автоматизированные системы управления и Информационные технологии». – 2022. – Т. 2 – С. 72-77.

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ «КОСТЬ – ИМПЛАНТАТ» ПРИ ЧЕЛЮСТНО-ЛИЦЕВОЙ РЕКОНСТРУКЦИИ

Ким В.В., Смолин И.Ю., Буяков А.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В терапии костных дефектов челюстно-лицевой области широко распространено применение костных эндопротезов. По своим функциям имплантат должен быть изготовлен из биосовместимых материалов, отвечать прочностным требованиям, а также возместить эстетическую функцию утраченной кости, что возможно при индивидуальном подходе к построению формы имплантата. Индивидуальные медицинские изделия, в том числе костные имплантаты для челюстно-лицевой хирургии, изготавливаются по антропометрическим данным пациента с применением технологий 3D моделирования [1]. В качестве материала, отвечающего требованиям биосовместимости, особое внимание уделяется оксидной керамике, имеющей биомеханические свойства, подобные костной ткани [2, 3]. Керамический эндопротез максимально точно повторяет геометрические очертания утраченных костных структур челюстно-лицевой области и обладает максимальным биомеханическим сходством с костной тканью, за счет того, что композитный керамический материал на основе $ZrO_2-Al_2O_3$ максимально близок по биомеханическим свойствам к кости [4].

На сегодняшний день активно реализуются реконструктивные операции в челюстно-лицевой области с применением биокерамических индивидуальных эндопротезов. Для их успешной установки и дальнейшего функционирования важную роль играет адекватное распределение напряжений в имплантате и костной ткани. Это определяет не только успешность самой операции, но и последующего восстановления пациента после операции. Поэтому расчет напряженно-деформированного состояния системы «кость-имплантат» является актуальной задачей и имеет большую практическую значимость.

Целью данной работы является исследование напряженно-деформированного состояния системы «кость-имплантат» в зависимости от формы имплантата. Моделирование выполнено с помощью метода конечных элементов в программном комплексе ABAQUS. При задании механических свойств участка кости учитывались слои компактной и губчатой ткани разной плотности [5, 6].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Трехмерное моделирование с использованием 3D-печати при реконструктивных операциях на нижней челюсти / Ю. Ю. Диков, В. Соболевский, М. Кропотов, В. Ю. Ивашков // Саркомы костей, мягких тканей и опухоли кожи. – 2015. – № 1. – С. 50–54.
2. Kolmakova T. V., Buyakova S. P., Kulkov S. N. Researches of mechanical behavior of bone tissues for development and selection of individual ceramic implants // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 123. – P. 012005. – DOI 10.1088/1757-899X/123/1/012005.
3. Механические свойства керамического композита с бинепрерывной структурой / М. Д. Кормашова, А. С. Буяков, В. Ф. Войцик [и др.] // Международная научно-техническая молодежная конференция «Перспективные материалы конструкционного и функционального назначения»: Сборник научных трудов. — Томск: Изд-во ТПУ, 2020. – С. 133–134.
4. Биокерамические эндопротезы в реконструкции челюстно-лицевой области / Д.Е. Кульбакин, Е.Л. Чойнзонов, С.Н. Кульков., А.С. Буяков, С.П. Буякова, М.Р. Мухамедов // Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»: Тезисы докладов. – Томск: Изд-во ТГУ, 2021. – С. 208–209. – DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-128.
5. Колмакова Т.В. Исследование деформационного поведения фрагмента кости при осевом сжатии, содержащего компактный и губчатый слои разной плотности // Компьютерные исследования и моделирование. – 2013. – Т. 5, № 3. – С. 433–441.
6. Чайковская Т.В., Марченко Е.С. Исследование напряженно-деформированного состояния кости средней фаланги указательного пальца руки человека при изменении плотности губчатой костной ткани // Фундаментальные основы механики. – 2022. – № 10. – С. 119–122. – DOI 10.26160/2542-0127-2022-10-119-122.

ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ С ПОКРЫТИЕМ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА

Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для того чтобы учесть в моделях синтеза слоистых композитов и покрытий изменение формы отдельных слоев и изделия в целом, можно использовать теорию пластин. Термомеханических моделей пластин и оболочек в литературе довольно много. Однако в чистом виде применимость их к нашим проблемам не очевидна. Имеющиеся многочисленные попытки их применения к неоднородным температурным условиям вызывают много вопросов. О невозможности построения единой теории пластин и оболочек, одинаково хорошо применимой ко всем материалам и видам напряженно-деформированного состояния, говорится, например, в довольно старом обзоре [1, 2]. В книге [3] в определяющие соотношения, кроме термических, вводятся дополнительные деформации, которые автором связываются с фазовыми и структурными превращениями. Обзор некоторых современных подходов представлен, например, в [4].

Во всех публикациях стационарное распределение температуры задано, либо находится из решения стационарной задачи, либо задается как аппроксимация некоторого трехмерного распределения. Однако в современных технологиях синтеза покрытий или поверхностной обработки материалов распределение температуры неоднородно и зависит от вида источника тепла, скорости и траектории его перемещения вдоль обрабатываемой поверхности. С одной стороны, нужно просто переходить к решению трехмерных задач, что влечет за собой новые проблемы. С другой стороны, как для качественного, так и для количественного анализа, можно использовать упрощения, основанные на физических соображениях, что и сделано в настоящей работе.

Например, при синтезе тонкого покрытия, расположенного на тонкой подложке можно ввести среднюю по суммарной толщине объекта температуру и эффективные свойства. Поскольку характерные времена для тепловых и механических процессов различаются на порядки, в задаче о механическом равновесии время считается параметром: термокинетическая часть задачи остается нестационарной, а механическая часть рассматривается в квазистатической постановке (однако нет принципиальных проблем для постановки полностью нестационарной задачи). При выводе связанных уравнений ограничились приближением Кирхгофа. Предполагается, что эффективные механические свойства материалов могут зависеть от температуры (а свойства верхнего слоя изменяются вместе с изменением состава). В статических условиях для тонких пластин, между температурами поверхностей которых есть различие, распределение всегда можно аппроксимировать отрезком прямой линии, что и используется в статических теориях изгиба пластин. Однако поскольку в тепловой части задачи определяется средняя температура по сечению и средний состав, который реально изменяется только в верхнем слое, без специального условия осреднения моменты, следствием которых может быть изгиб, оказываются равными нулю. Для решения проблемы объемные деформации в определяющих соотношениях представляются в виде суммы двух слагаемых, где вид первого слагаемого (зависящего только от x, y) для данного приближения значения не имеет. Второе слагаемое зависит от третьей координаты и включает в себя термические и химические деформации. В результате впервые получена связанная система уравнений, учитывающая роль химических превращений в прогибах и влияние прогибов на распределение температуры.

Подобный подход использован для вывода связанных уравнений теплопроводности и прогибов для синтеза слоистого композита.

Теория обобщается на другие условия управляемого синтеза, и на иные подходы к определению связей между смещениями в плоскости и прогибами.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Галиныш А.К. Расчет пластин и оболочек по уточненным теориям // Исследования по теориям пластин и оболочек. – 1970. – Вып. 5. – С. 23–64.
2. Галиныш А.К., Расчет пластин и оболочек по уточненным теориям // Исследования по теории пластин и оболочек. – 1967. – Вып. 5. – 66–92.
- 3 Биргер И.А. Стержни, пластинки и оболочки. – М.: Наука, 1992. – 392 С.
4. Maji A., Mahato P.K. Development and applications of shear deformation theories for laminated composite plates: An overview. // Journal of Thermoplastic Composite Materials. – 2022. –Vol. 35, №. 12. – P. 2576–2619.

ДИФФУЗИОННО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В ДВУХУРОВНЕВЫХ МОДЕЛЯХ УПРАВЛЯЕМОГО СИНТЕЗА КОМПОЗИТОВ

Князева А.Г., Анисимова М.А., Чумаков Ю.А., Крюкова О.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развивающиеся в последние годы 3D-технологии синтеза композитных покрытий и изделий из порошков сочетают в себе возможности процессов синтеза горением и управления процессом подвижными высококонцентрированными источниками энергии. Применение опыта моделирования в области СВС к новым условиям открывает новые возможности для понимания сопутствующих явлений и прогнозирования результата синтеза. Однако при этом необходимо учитывать особенности не только самих технологий, но и особенности физико-химических превращений в неравновесных условиях. Для выявления соответствия между процессами, определяющими формирование свойств новых материалов на разных масштабных уровнях, в настоящее время используют разные подходы, среди которых популярно многоуровневое (multilevel) моделирование. Этот термин, как правило, соответствует подходам, в которых учитывается взаимодействие процессов, протекающих на разных пространственных масштабах.

При моделировании синтеза композитов, когда формирование состава и структуры идет с участием твердых фаз, двухуровневые модели, например, могут быть основаны на явном разделении физических масштабов, что и используется в настоящей работе.

Для описания диффузионно-кинетических закономерностей управляемого синтеза композитов из смесей порошков Ti-Al, TiO₂-Al, Ti-Al-Fe₂O₃, Ti-CuO и Al-CuO разработаны одномерные и двумерные двухуровневые модели с выделением так называемых реакционных ячеек, которые, в отличие от известных моделей теории СВС, базируются на редуцированных реакционных схемах, более подходящих для сложных систем.

В каждой точке макрообразца решается отдельная задача мезоуровня, следствием которой является состав композита в данной точке. Температура следует из решения макрозадачи. Изменяющийся состав композита отражается на эффективных свойствах и суммарном химическом тепловыделении. Дополнительно по физическим масштабам разделены сопутствующие синтезу напряжения первого и второго рода. Термические напряжения определяются из решения задачи о равновесии на макроуровне. Диффузионно-химические напряжения и деформации следуют из решения задачи для мезоячеек. В каждой ячейке используется осреднение по объему, а на макроуровне принцип аддитивности для напряжений разной физической природы.

В работе обсуждаются возможности подобных моделей, а также проблемы, решение которых к настоящему времени не найдено.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЖИМАЕМОСТИ АМИДА НАТРИЯ

Корабельников Д.В., Федоров И.А.

Кемеровский государственный университет, Кемерово

В последнее время наблюдается значительный интерес к сложным гидридам на основе азота, в частности к свойствам амида натрия [1]. Исследования показали, что амид натрия (NaNH_2) играет существенную роль в дегидрировании при формировании некоторых композиционных материалов для хранения водорода, например, $\text{NaNH}_2\text{-LiAlH}_4$ [2]. Внешнее давление является важным инструментом для исследования внутренней структуры и свойств материалов [3-5]. Однако, влияние давления на структуру α -фазы NaNH_2 изучено недостаточно. Для α -фазы NaNH_2 не исследована линейная сжимаемость.

Первопринципные расчеты являются надежным способом исследования структуры и свойств кристаллов, в том числе в условиях высоких давлений [6]. В настоящей работе с помощью программы CRYSTAL [7] в локализованном базисе проведено первопринципное исследование сжимаемости α -фазы амида натрия. Для оптимизации геометрии использовался обменно-корреляционный функционал в форме РВЕ. При определении кристаллической структуры допускалась релаксация всех атомов и параметров решетки.

Вычислены зависимости структурных параметров α -фазы NaNH_2 от давления и выявлена отрицательная сжимаемость (ОЛС). Проведена интерпретация отрицательной линейной сжимаемости на атомном уровне. Известно, что ОЛС материалы весьма перспективны для практических приложений [8]. Далее были вычислены упругие постоянные α -фазы амида натрия. Для $\alpha\text{-NaNH}_2$ условия механической устойчивости (критерии Борна) выполняются. Впервые построены зависимости линейной сжимаемости от направления, а также определены линейные сжимаемости и модули сжатия вдоль кристаллографических осей α -фазы амида натрия. Сильная анизотропия сжимаемости α -фазы амида натрия количественно охарактеризована соотношениями между сжимаемостями вдоль кристаллографических осей. Кроме того, с помощью упругих постоянных рассчитаны объемный модуль сжатия, модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона в аппроксимации Фойгта-Реусса-Хилла. Показано, что модули упругости B , E и G сравнительно малы. Соотношение между модулем сжатия и сдвига ($B/G = 2.2$) позволяет предположить пластичность α -фазы амида натрия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда и Кемеровской области – Кузбасса № 22-22-20026, <https://rscf.ru/project/22-22-20026/> (<https://rscf.ru/en/project/22-22-20026/>).

1. Structural transitions in NaNH_2 via recrystallization under high pressure / Huang Y., Haung X., Wang X., Zhang W., Zhou D., Zhou Q., Liu B., Cui T. // Chinese Phys. B. – 2019. – Vol. 28. – P. 096402. DOI: 10.1088/1674-1056/ab37f8.
2. Large amount of hydrogen desorption and stepwise phase transition in the chemical reaction of NaNH_2 and LiAlH_4 / Xiong Z.T., Hu J.J., Wu G.T., Liu Y.F., Chen P. // Catal. Today. – 2007. – Vol. 120. – P. 287-291. DOI: 10.1016/j.cattod.2006.09.006.
3. Solids, liquids, and gases under high pressure / Mao H.K., Chen X.J., Yang D., Li B., Wang L. // Rev. Mod. Phys. – 2018. – Vol. 90. – P. 015007. DOI: 10.1103/RevModPhys.90.015007.
4. Korabel'nikov D.V., Fedorov I.A., Zhuravlev Y.N. Compressibility and electronic properties of metal cyanides // Physics of the Solid State. – 2021. – Vol. 63. – P. 1021-1027. DOI: 10.1134/S106378342107012X.
5. Anisotropy of crystal structure distortion in organic molecular crystals of drugs induced by hydrostatic compression / Shakhshneider T.P., Boldyreva E.V., Vasilchenko M.A., Ahsbahs H., Uchtmann H. // J. Struct. Chem. – 1999. – Vol. 40. – P. 892–898. DOI: 10.1007/BF02700697.
6. Zurek E., Grochala W. Predicting crystal structures and properties of matter under extreme conditions via quantum mechanics: the pressure is on // Phys. Chem. Chem. Phys. – 2015. – Vol. 17. – P. 2917-2934. DOI: 10.1039/C4CP04445B.
7. CRYSTAL14: A program for the ab initio investigation of crystalline solids / Dovesi R., Orlando R., Erba A., Zicovich-Wilson C. M., Civalleri B., Casassa S., Maschio L., Ferrabone M., De La Pierre M., D'Arco P., Noel Y., Causa M., Rerat M., Kirtman B. // Int. J. Quantum Chem. – 2014. – Vol. 114. – P. 1287-1317. DOI: 10.1002/qua.24658.
8. Cairns A.B., Goodwin A.L. Negative linear compressibility // Phys. Chem. Chem. Phys. – 2015. – Vol. 17. – P. 20449-20465. DOI: 10.1039/C5CP00442J.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

^{1,2}Коростелев С.Ю., ^{2,3}Слядников Е.Е., ²Турчановский И.Ю.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск

³Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Аморфные металлические сплавы нашли широкое применение в электротехнике, радио и космической технике [1]. Уникальными механическими свойствами обладают аморфные металлические сплавы с наноструктурой, которая имеет вид беспорядочно ориентированных нанокристаллов в аморфной матрице. Для наноструктурирования аморфной пленки используются низкочастотные механические колебания при температуре намного ниже температуры стеклования, причем деформация образца остается в пределах упругой области [2]. Механизм такого влияния механических колебаний на нанокристаллизацию аморфного материала остается не ясным. Целью настоящей работы является изучение процессов низкотемпературной рекристаллизации аморфных металлов при периодическом механическом воздействии.

Моделирование проводилось методом молекулярной динамики (ММД) с использованием свободно распространяемого программного пакета *LAMMPS*. Визуализация и анализ результатов моделирования проводился с использованием программы *Ovito* и собственных программных разработок.

Взаимодействие атомов рассчитывалось на основе недавно разработанного углозависимого потенциала для чистого железа [3]. Этот потенциал правильно воспроизводит наибольшее количество характеристик железа, что обеспечивает его преимущество и более широкий диапазон применения по сравнению с другими рассмотренными классическими потенциалами. Что позволяет корректно описывать фазовые переходы жидкость-аморфное состояние и аморфное состояние-кристалл.

Моделируемая система представляла собой параллелепипед размером в поперечнике 10x10 нм, длина образца составляла 15 нм. Торцы имели свободные поверхности, в остальных направлениях строились периодические границы. Аморфное состояние получалось путем моделирования сверхбыстрого охлаждения системы, находящейся в расплавленном состоянии до температуры ~1 К [4]. Затем полученный образец «нагревался» до комнатной температуры 300 К, и далее подвергался периодическому механическому нагружению. Тип нагрузки - растяжение с постоянной силой. Для приложения нагрузки на свободных границах образца выбирались области, в которых в течение определённого времени на каждый атом действовала постоянная сила. После чего нагрузка снималась, и система приводилась в равновесное состояние. При этом для отвода дополнительной тепловой энергии моделировалось касание образца «холодной стенки» с комнатной температурой 300 К [5]. В расчетах варьировались величина и длительность нагрузки.

Результаты моделирования показали, что при периодическом воздействии на аморфный металл при превышении определенных значений силы нагружения происходит кристаллизация образца. Отметим, что в момент кристаллизации происходит повышение температуры. На рисунке приведены кривые изменения температуры образца при периодическом нагружении для разных значений силы. Приведено значение дополнительной силы, действующей на каждый атом в выбранной области в единицах eV/Å. Температурные пики на рисунке (а) соответствуют фазовому переходу аморфное состояние-кристалл. Из рисунка (а) также видно, что чем больше значение прикладываемой нагрузки, тем быстрее этот переход происходит. А при нагрузке, находящейся в существенно упругой области, такой переход не наблюдается. Увеличение периода нагружения приводит к более длительному времени, необходимого для начала фазового перехода. Повышение температуры происходит не равномерно по образцу, а в области образования зародышей

кристаллизации см. рисунок (б). Поскольку в процессе моделирования используется метод охлаждения «холодной стенки», то общее повышение температуры кратковременно и происходит только в момент кристаллизации.

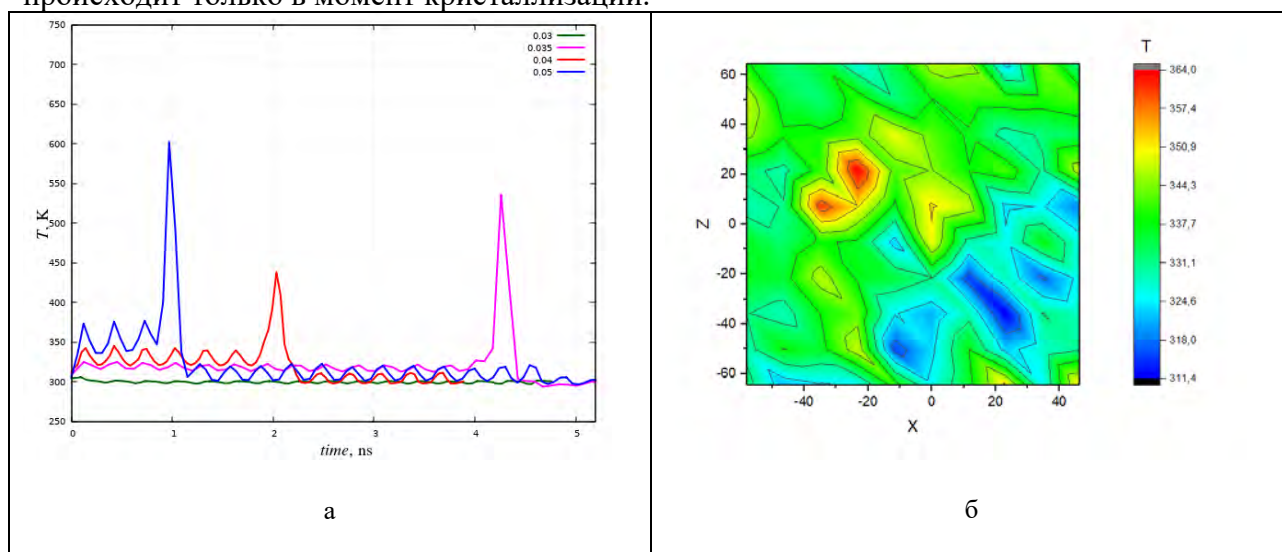


Рис. 1. Температура образца при разных значениях силы нагружения (а); распределение температуры в образце в момент фазового перехода (б)

Таким образом, в работе показано, что при периодическом механическом воздействии на аморфный металл низкотемпературная рекристаллизация возможна при величинах нагрузки выше определенных значений. Величина нагрузки определяет длительность нагружения, до появления зародышей кристаллической структуры. Механизм низкотемпературной кристаллизации аморфных металлов заключается в том, что при механических колебаниях с критической амплитудой в образце возникают значительные сдвиговые напряжения. При критическом значении сдвигового напряжения среда теряет сдвиговую устойчивость, возникает неупругая необратимая деформация. Механизм нанокристаллизации металлического стекла при механическом воздействии должен включать в себя помимо механизма локальных термических флуктуаций также атермический механизм квантового туннелирования атомов или атомных групп, инициированный упругой деформацией, а также локализацию электрона проводимости в потенциальной яме возникшего нанокристалла [6].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

1. McHenry M.E, Willard M.A., Laughlin D.E. // Progress in Material Science. – 1999. – Vol. 44, No.4. – P. 291-433.
2. Influence of low- frequency vibrations on the structure of amorphous Ti40.7Hf9.5Ni44.8Cu5 alloy / S. Belyaev, N. Resnina, V. Rubanik, A. Shelyakov, V. Niapomniashchay, E. Ubyivovk // Materials letters. – 2017. – Vol. 209. – P. 231-234.
3. Angular-dependent interatomic potential for large-scale atomistic simulation of iron: Development and comprehensive comparison with existing interatomic models / S. Starikov, D. Smirnova, T. Pradhan, Y. Lysogorskiy, H. Chapman, M. Mrovec, and R. Drautz // Physical Review Materials. – 2021. – Vol. 5(6). – P. 063607. – DOI:10.1103/physrevmaterials.5.063607.
4. Rogachev S.A., Rogachev A.S., Alymov M.I. Estimation of the critical vitrification rate of pure metals using molecular dynamics simulation // Doklady Akademii Nauk. – 2019. – Vol. 486, No. 2. – P. 168–172. – DOI: 10.31857/S0869-56524862168-172.
5. Коростелев С. Ю., Слядников Е. Е., Турчановский И. Ю. Исследование физических основ технологии 3-D печати. Моделирование методом молекулярной динамики // Известия ВУЗов. Физика. – 2022. – Т. 65, № 8. – С. 49-57. – DOI: 10.17223/00213411/65/8/49.
6. Slyadnikov E.E., Turchanovskii I.Yu. Kinetic model of nanostructuring of an amorphous metal film induced by a millisecond thermal pulse // Technical Physics. – 2020. – Vol. 65, No. 7. – P. 1091–1099. – DOI: 10.1134/S1063784220070208.

МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК В ДВУХФАЗНОМ СПЛАВЕ Fe₉₅Ni₀₅ С ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Григорьев А.С., Зольников К.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Материалы с градиентной зеренной структурой обладают широким набором уникальных физико-механических свойств. Они имеют существенно более высокую прочность и ударную вязкость, усталостную стойкость, характеризуются меньшим трением и износом по сравнению с нанокристаллическими аналогами. Это делает их крайне перспективными для использования во многих практических приложениях. Уникальные свойства таких материалов обусловлены, прежде всего, особенностями их микроструктуры, взаимосвязь которой с поведением материалов при различных внешних воздействиях активно изучается и является одной из наиболее актуальных задач материаловедения [1-4].

В данной работе изучалось поведение двухфазного сплава Fe₉₅Ni₀₅ с градиентной зеренной структурой при ударно-волновом воздействии. Исследования проводились с использованием компьютерного моделирования методом молекулярной динамики в программном пакете LAMMPS [5]. Межатомное взаимодействие в системе Fe-Ni описывалось многочастичным потенциалом, рассчитанным в рамках метода погруженного атома [6].

В рамках исследования установлены атомные механизмы зарождения и развития пластичности при ударно-волновом воздействии в слоях с различным размером зерен. Проанализированы особенности изменения плотности дефектов структуры в процессе ударно-волнового воздействия и исследован характер структурных повреждений в слоях с различным размером зерен. Показано, что прослойки ОЦК фазы в зернах с ГЦК решеткой могут повышать стойкость материала к ударным воздействиям посредством эффективной диссипации энергии ударных волн. Механизм этой диссипации заключается в активации структурно-фазовых перестроек внутри прослоек ОЦК фазы под действием ударных волн. На основе проведенных расчетов определены значения параметров микроструктуры, при которых достигается наиболее эффективное подавление зарождения и развития дефектов в нагружаемых образцах при ударно-волновом воздействии.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10406).

1. Mechanical properties and deformation mechanisms of gradient nanostructured metals and alloys / X. Li, L. Lu, J. Li, X. Zhang, H. Gao. // Nat. Rev. Mater. – 2020. – Vol. 5. – P. 706–723. – DOI:10.1038/s41578-020-0212-2.
2. On strain hardening mechanism in gradient nanostructures. / J. Li, G. Weng, S. Chen, X. Wu // Int. J. Plast. – 2017. – Vol. 88. – P. 89–107. – DOI:10.1016/j.ijplas.2016.10.003.
3. Korchuganov A., Kryzhevich D., Zolnikov K. Deformation behavior of two-phase gradient nanograined Fe₉₅Ni₅ alloys under different types of loading // Metals. – 2022. – Vol. 12, I. 9. – P. 1492. – DOI:10.3390/met12091492.
4. Korchuganov A.V., Zolnikov K.P., Kryzhevich D.S. The contribution of various plasticity mechanisms to the deformation behavior of gradient nanograined FeNi alloy // Metals. – 2022. – Vol. 12, I. 4. – P. 573. – DOI:10.3390/met12040573.
5. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comput. Phys. – 1995. – Vol. 117, I. 1. – P. 1. – DOI:10.1006/jcph.1995.1039.
6. Zhou X.W., Foster M.E., Sills R.B. An Fe-Ni-Cr embedded atom method potential for austenitic and ferritic systems // J. Comput. Chem. – 2018. – Vol. 39. – P. 2420–2431. – DOI:10.1002/jcc.25573.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАМАТЕРИАЛОВ-ПОЛНЫХ АУКСЕТИКОВ

^{1,2}Кривошеина М.Н., ¹Туч Е.В., ²Непрокина Н.Е.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Метаматериалы представляют собой композиционные материалы, свойства которых обусловлены искусственно созданной периодической структурой, составленной из макроскопических элементов-блоков. Каждый элемент представляет собой сложную в геометрическом плане конструкцию из тонких проволочек, выполненных из изотропных материалов. В зависимости от требований к свойствам метаматериалов в них реализуются уникальные свойства, отличные от исходного материала проволочек – отрицательные коэффициенты Пуассона, отрицательные коэффициенты преломления света, отрицательные диэлектрические и магнитные проницаемости и т.д. Свойства метаматериалов определяются изменением длин и толщин проволочек, геометрией крепления проволочек, углов наклона относительно направления нагружения. Легкие метаматериалы с отрицательными коэффициентами Пуассона (полные ауксетики) применяются во внутренней части сэндвич-панелей для эффективного поглощения энергии удара. Метаматериалы могут иметь в 2 раза увеличенный предел текучести, по сравнению с пределом текучести исходного материала проволочек. Такие конструкции могут быть полезны для защиты элементов гражданских конструкций от ударов, взрывов и сейсмических нагрузок благодаря пластичности и более высокой способности поглощать энергию. Процессы деформирования метаматериалов, несмотря на их интегральную низкую плотность и малые величины модулей упругости можно моделировать в рамках механики сплошной среды. В работе проведены исследования процессов объемного деформирования метаматериалов, создаваемых для использования в элементах сэндвич-панелей. Проведено сравнение процессов объемной деформации метаматериалов в рамках транслопной симметрии упругих свойств при импульсном нагружении для случаев различных величин и знаков коэффициентов Пуассона.

Показана зависимость линейной сжимаемости метаматериалов от величин и знаков коэффициентов Пуассона, зависимость процессов деформирования метаматериалов-полных ауксетики в условиях равномерного сжатия от величин коэффициентов Пуассона. Показано, что при неизменных модулях Юнга, изменение линейных сжимаемостей приводит к увеличению энергии упругой деформации метаматериалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Исследованию поведения металлов в процессе разрушения на микроскопическом уровне посвящено достаточно большое число работ. Вопросами исследований являлись установления влияний на развитие процессов разрушения в материале как особенностей внутренней структуры (дефектов, наночастиц, размеров зерен), так и использования различных схем нагружения (граничные условия и скорости нагружения), а также различных потенциалов межатомного взаимодействия. Наиболее важную роль в зарождении и развитии разрушения в материале играют границы зерен. Один из основных параметров, определяющих разрушение металлов, являются условия нагружения материала: тип, интенсивность, кристаллографическая ориентация и др.

Распространение трещины и разрушение представляют собой сложные явления, связанные с разрывом атомных связей и испусканием дислокаций из вершины трещины. Согласно линейной теории упругости поля напряжений в вершине трещины сингулярны. Для устранения сингулярности и расчета точных полей напряжений можно использовать атомистическое моделирование процессов разрушения.

Целью проведенного исследования являлось изучение зарождения разрушения в металлических поликристаллах с ГЦК структурой при сдвиговом нагружении. При этом варьировались скорости сдвига и его направление относительно внутренней структуры. Было показано, что при сдвиговом нагружении поликристалла в нём начинают формироваться нанопоры, которые затем увеличиваются в размере. Выявлена зависимость величины деформации, при которой начинают разрушаться образцы, от скорости нагружения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ВЗАИМОВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИИ И НАПРЯЖЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Крюкова О.Н., Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Механические напряжения, сопутствующие процессам нанесения покрытий и их поверхностной обработке, играют важную роль для определения срока службы покрытий. Уровень остаточных напряжений зависит от способа нанесения, характера подготовки поверхностей [1, 2]. В литературе различают напряжения, возникающие на контакте слоев материалов; межзеренные и внутризеренные напряжения; напряжения на границе раздела фаз с разными коэффициентами теплового расширения; напряжения в окрестности микровключений и дефектов структуры. Остаточные напряжения являются одной из основных причин разрушения покрытий и их отслоения от детали.

Многие авторы оценивают механические напряжения в покрытиях исключительно как термические или основываются только на расчете поля температур на разных масштабных уровнях [3, 4]. Однако в теоретических работах особое внимание следовало бы обратить на напряжения, связанные с изменением состава и структуры в процессе нанесения и обработки, что непосредственно определяет свойства покрытий. Кроме того, напряжения, сопутствующие изменению состава и высоким температурным градиентам в процессах обработки и синтеза могут оказывать влияние и на процесс фазообразования. Это относится и к выращиванию покрытий в 3D – технологиях, и к их последующей обработке.

В настоящей работе предложена связанная модель модификации материала с покрытием импульсным потоком электронов, в которой особое внимание уделено взаимодействию напряжений, возникающих вследствие изменения состава, и диффузионного переноса.

Предполагается, что на образец нанесено однородное покрытие заданной толщины. На покрытие воздействует поток электронов, интенсивность энергии в котором однородно распределена вдоль всей поверхности покрытия. Принимается, что взаимодействие электронов с образцом сводится к нагреву образца. По мере повышения температуры интенсифицируются диффузия компонентов из покрытия в образец и химические реакции в изделии.

В силу сделанных предположений о характере обработки ограничились одномерной постановкой задачи. В модели температура образца изменяется за счет внешнего нагрева, тепловых эффектов химических реакций, потерь тепла излучением по закону Стефана-Больцмана с поверхности. Связанностью полей температуры и напряжений в первом приближении пренебрегаем. В этом случае распределение температуры в образце с покрытием описывается на основе решения задачи теплопроводности. Тепловая задача дополняется диффузионно-кинетическими уравнениями и уравнениями для описания напряженно-деформированного состояния. Диффузионно-кинетическая задача включает уравнения для потоков подвижных компонентов, связанные с напряжениями. Эволюция концентраций неподвижных продуктов химических реакций описывается уравнениями химической кинетики. Учитывается зависимость скоростей реакций как от температуры, так и от работы напряжений. Таким образом, учитывается влияние напряжений на изменение состава.

Для описания напряженно-деформированного состояния напряжений используем квазистатическую теорию термоупругой диффузии. Если достижение температуры плавления нежелательно (что и имеет место в соответствующих экспериментальных исследованиях), вполне можно оставаться в рамках упругого приближения. С «механической» точки зрения, образец имеет конечные и малые размеры. Боковые его поверхности не закреплены и свободны от действия внешних сил. Контакт между покрытием и подложкой считается идеальным (непрерывны компоненты тензоров напряжений и деформаций, перпендикулярные поверхности раздела материалов), поэтому нет

необходимости переходить к сопряженной задаче.

В начальный момент времени в покрытии и в подложке отсутствуют продукты реакций, состав покрытия и подложки задан, температура равна начальной, напряжения и деформации отсутствуют.

Температура следует из решения тепловой задачи. Распределение концентраций находится из решения подзадачи диффузии. Обе эти задачи решаются совместно. Зона диффузии и зона химических превращений, непосредственно связанная с ней, намного меньше образца, что позволяет анализировать диффузионно-кинетическую задачу вблизи границы раздела между подложкой и покрытием. Именно в этой зоне формируются максимальные напряжения и деформации. В задаче о механическом равновесии время является параметром, а интегралы, входящие в аналитическое решение, зависят от распределения концентрации и температуры, т.е. являются функциями времени. Поэтому в процессе решения задачи разделяются, что удобно для разработки алгоритма численного решения. Однако, по сути, модель остается связанной (учитывается взаимовлияние процессов разной природы), что существенно отличает ее от [5].

Представлены примеры расчетов для системы Ta-TiNi, которые демонстрируют как качественное, так и количественное различие связанной и несвязанной задач. Показано, что вследствие возникающих напряжений переходная зона сужается, что связано с торможением диффузии напряжениями; с увеличением энергии в потоке электронов переходная зона и величины напряжений растут преимущественно вследствие изменения состава, так как температура при этом (в заданном интервале параметров) изменяется незначительно.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0003.

1. Eroglu S., Gallois B. Residual stresses in chemically vapor deposited coatings in the Ti-C-N system // J. Phys. IV France. – 1993. Vol. 03. – P. 155-162. – DOI: 10.1051/jp4:1993319.
2. Clyne, T.W., Gill, S.C. Residual Stresses in Thermal Spray Coatings and Their Effect on Interfacial Adhesion: A Review of Recent Work. // JTST. – 1996. – Vol. 5. – P. 401–418. – DOI:10.1007/BF02645271.
3. ZHANG Xiancheng, WU Yixiong, XU Binshi, WANG Haidou Residual stresses in coating-based systems, part I: Mechanisms and analytical modeling // Front. Mech. Eng. China. – 2007. –Vol. 2. –№ 1. – P. 1–12. – DOI:10.1007/s11465-007-0001-2.
4. Jing Ji, Jianqiu Zhou, Xuming Pang, Shuhong Dong, Ruiqin Hu, Aosheng Hu The microstructure model on the residual stress distribution of metal–ceramic coating // Computational Materials Science – 2014. – Vol. 85. – P. 332–339. – DOI:10.1016/j.commatsci.2014.01.019.
5. Kryukova O.N., Knyazeva A.G., Maslov A.L. Physical Mechanisms of Stress-Field Formation near the Coating–Substrate Interface during Electron-beam Processing. // Russ. Phys J. – 2020. – Vol. 63. – P. 968–975. – DOI:10.1007/s11182-020-02125-0.

РОЛЬ СИЛИЦИДА ТИТАНА В ПОВЫШЕНИИ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА

^{1,2}Кулькова С.Е., ¹Бакулин А.В., ¹Чумакова Л.С.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Повышенный интерес к изучению физико-химических и механических свойств силицидов обусловлен их технологическими приложениями. Наиболее известная область применения связана с масштабным производством в 80-х годах компьютеров, в которых силициды использовались в качестве омических контактов из-за низкого электрического сопротивления и термической совместимости с кремнием. Вторая область применения силицидов связана с ограничением использования металлических сплавов в качестве конструкционных материалов при высоких температурах, поскольку они быстро теряют сопротивление ползучести и стойкость к окислению при температурах выше 1100°C. Известно, силицид титана состава Ti_5Si_3 имеет температуру плавления 2130°C. Кроме того, считается, что он обладает высоким потенциалом для вязкого упрочнения. В отличие от других силицидов, Ti_5Si_3 обладает значительными возможностями междоузельного легирования и способен вместить до 11 ат.% таких атомов, как В, С, О и др. В ряде экспериментальных работ было показано, что образование пленки силицида титана состава Ti_5Si_3 и слоев, обогащенных алюминием, на поверхности алюминидов титана приводит к образованию Al_2O_3 , который подавляет дальнейшее окисление и, следовательно, способствует значительному повышению коррозионной стойкости сплава. Имеется и противоположное мнение, что образование хрупкой фазы Ti_5Si_3 должно способствовать растрескиванию и отслаиванию оксидной шкалы. Поскольку в настоящее время имеется несколько работ, в которых использовались *ab-initio* методы для расчета электронной структуры Ti_5Si_3 , то нами было проведено систематическое изучение атомной и электронной структуры Ti_5Si_3 и низко-размерных структур на его основе, сорбции и диффузии кислорода, самодиффузии, а также влияния примесей на данные процессы.

Расчеты атомной и электронной структуры Ti_5Si_3 проводились методом проекционных присоединенных волн (PAW) в плоско-волновом базисе с обобщенным градиентным приближением для обменно-корреляционного функционала. Были проведены расчеты энтальпии образования силицидов титана разного состава и симметрии и показано, что соединения Ti_5Si_3 и $TiSi$ имеют близкие значения ΔH , что согласуется с имеющимися теоретическими и экспериментальными данными. Детальный анализ особенностей химических связей между атомами в Ti_5Si_3 показал, что Ti–Si взаимодействие носит металло-ковалентный характер с существенным ионным вкладом. При этом атомы кремния выступают в роли анионов и получают заряд $\sim 1,12$ эл. Впервые была рассчитана поверхность Ферми и оценены скорости электронов на ее листах. Показано, что скорости электронов на поверхности Ферми зависят от направления, а ее сложная структура указывает на анизотропию электронных транспортных свойств. Были также рассчитаны упругие константы и поликристаллические упругие модули. Низкие значения коэффициента Пуассона и отношения $B/G < 1,75$ указывают на хрупкое поведение материала при разрушении. Изучено влияние ряда примесей на отношения B/G . Расчет фононного спектра подтвердил динамическую стабильность Ti_5Si_3 и позволил рассчитать теплоемкость, энтропию, энтальпию, свободную энергию и другие характеристики. Полученные коэффициенты линейного теплового расширения и параметр Грюнайзена находятся в хорошем согласии с экспериментом.

Изучена предпочтительность нахождения примесей на подрешетках титана и кремния в Ti_5Si_3 . Показано, что в целом элементы *d*-периодов предпочитают находиться на подрешетке Ti с 4*d*-симметрией, тогда как примеси конца *d*-периодов и элементы IIIA группы предпочитают занимать подрешетку кремния. Рассмотрена поверхностная структура Ti_5Si_3 и ее взаимодействие с кислородом. Показано, что стабильной является поверхность силицида

титана $\text{Ti}_5\text{Si}_3(0001)$ со смешанным TiSi -окончанием. Как и на поверхностях TiAl наиболее предпочтительна адсорбция кислорода в обогащенных титаном позициях. Наибольшее изменение энергии адсорбции наблюдается для примесей второй половины $3d-5d$ периодов, что обусловлено понижением ионного вклада в химическую связь между адсорбатом и поверхностью. Хотя с заполнением электронами d -оболочек примесей увеличивается ковалентный вклад в химическую связь, но это не компенсирует эффект, связанный с уменьшением переноса заряда от поверхности к адсорбату. Примеси простых металлов уменьшают энергию адсорбции кислорода, если они замещают титан.

В объеме кислород предпочитает абсорбироваться в позиции, окруженной атомами титана, как и на поверхности. Рассчитаны барьеры миграции кислорода вдоль возможных путей диффузии и получены аналитические выражения для оценки коэффициента диффузии. Установлены два канала диффузии кислорода: прямой механизм ($\text{O1} \rightarrow \text{O1} \rightarrow \text{O1}$) вдоль оси c преобладает до 1300 К, а не прямой ($\text{O2} \rightarrow \text{T1} \rightarrow \text{O2}$) определяет диффузию кислорода при более высоких температурах. Сопоставление коэффициента диффузии с данными для некоторых металлических оксидов свидетельствует о положительном эффекте образования силицида на поверхности TiAl , так как коэффициент диффузии кислорода существенно ниже, чем в данном сплаве. Изучены механизмы самодиффузии в Ti_5Si_3 как по вакансионному, так и по междоузельному механизму. Показано, что диффузия кремния нуждается в более высокой энергии активации, чем титан. Наименьшая энергия миграции титана соответствует его диффузии по междоузельному механизму. Установлено, что практически для всех рассмотренных механизмов примесные атомы увеличивают энергию миграции, что способствует снижению скорости диффузии титана и также может благоприятно сказаться на антикоррозионных свойствах Ti_5Si_3 пленок.

В заключении изучено влияние силицида на адгезионные свойства границ раздела. Проведенные оценки показали, что работа отрыва на интерфейсе $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)_\text{o}/\text{Ti}_5\text{Si}_3(0001)_\text{TiSi}$ изменяется в диапазоне от 7,93 до 8,28 Дж/м², тогда как на границе раздела $\text{Al}_2\text{O}_3(0001)_\text{o}/\text{TiAl}(111)$ работа отрыва имеет значения 9,97–10,43 Дж/м² в зависимости от конфигурации интерфейса. На интерфейсе $\text{Ti}_5\text{Si}_3(0001)_\text{TiSi}/\text{TiAl}(111)$ работа отрыва значительно понижается до 2,27–2,80 Дж/м². В случае плоскости разрыва (0001) в объеме Ti_5Si_3 адгезия равна ~4,0 Дж/м². Существенное понижение адгезии по сравнению с интерфейсом $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}_5\text{Si}_3$ обусловлено изменением характера химической связи с ионно-ковалентного на металло-ковалентный. В целом работа отрыва на данном интерфейсе сравнима с соответствующей в Ti-Al сплавах.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют, что формирование пленок Ti_5Si_3 на поверхности TiAl может оказать положительный эффект в основном из-за замедления диффузии кислорода в ней, а также возможности подавления восходящей диффузии титана к поверхности, что в свою очередь замедляет рост оксидных слоев титана. Необходимо отметить, что механизмы диффузии кислорода и влияние примесей на его диффузию также было рассмотрено в данной работе. Было показано, что примеси Nb, Ta, W и Si способствуют уменьшению кислородной диффузивности в оксиде. Положительный эффект данных примесей на коррозионную стойкость TiAl сплава находится в согласии с имеющимися экспериментальными данными.

Работа была поддержана Российским научным фондом, проект № 22-23-00078. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРОКСИМАЛЬНОГО ОТДЕЛА БЕДРЕННОЙ КОСТИ ЧЕЛОВЕКА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

^{1,2}Лапшина А.А., ²Еремина Г.М., ^{1,2}Смолин А.Ю., ^{1,2}Шилько Е.В.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Переломы проксимального отдела бедренной кости являются наиболее сложными и опасными. Риск их появления повышается в случае дегенеративных изменений, в частности, остеопороза (состояние низкой костной массы). Для снижения риска возникновения повреждений и трещин в бедренной кости в процессе двигательной активности человека, а также для оптимизации условий тренинга в рамках курсов немедикаментозного постоперационного лечения, необходимо понимание особенностей механического отклика бедренной кости при действии различных по направлению, абсолютной величине и скорости изменения нагрузок. Экспериментальные методы изучения имеют ряд хорошо известных технических и этических ограничений, что делает перспективным применение компьютерного моделирования.

Настоящая работа посвящена изучению влияния условий механического нагружения на эффективные механические характеристики проксимального отдела бедренной кости человека. Изучение осуществлялось путем компьютерного моделирования методом однородно деформируемых дискретных элементов.

Рассматривались компьютерные модели бедренной кости в здоровом состоянии и в состоянии остеопороза, разработанные на основе геометрий губчатой основы и кортикальной оболочки синтетической кости. Исходные геометрические модели получены на основе компьютерной томографии. Диаметр дискретного элемента в компьютерной модели составлял $d = 0,75$ мм. Механическое поведение костных тканей описывалось в рамках модели пороупругости Био. Используемые в модели механические свойства губчатой и кортикальной костных тканей определены по результатам анализа литературных данных (см. таблицы 1-2).

Таблица 1. Макроскопические характеристики костных тканей тазобедренной кости человека

Тип костной ткани	Модуль Юнга E , ГПа	Коэф. Пуассона ν	Плотность ρ , кг/м ³	Предел прочности на сжатие σ_c , МПа	Предел прочности на растяжение σ_t , МПа
Губчатая	3	0,24	600	17	11
Кортикальная	15	0,30	1760	150	90

Таблица 2. Микроскопические характеристики костных тканей тазобедренной кости человека

Тип костной ткани	Модуль Юнга E_s , ГПа	Коэф. Пуассона ν_s	Открытая пористость ϕ , %	Диаметр каналов d_{ch} , м
Губчатая	15	0,25	73	$1 \cdot 10^{-7}$
Кортикальная	18	0,30	4	$3,16 \cdot 10^{-8}$

В качестве внутритканевой жидкости в модели использовалась солёная вода: коэффициент динамической вязкости $\eta = 1,08 \cdot 10^{-3}$ Па·с, модуль всестороннего сжатия $K_f = 2,34$ ГПа, плотность $\rho_f = 1024,57$ кг/м³.

Рассматривались условия механического нагружения бедренной кости, имитирующие ходьбу, подъем и спуск по лестнице. Компоненты x , y и z вектора скорости нагружения подбирались таким образом, чтобы их сумма соответствовала направлению, указанному в работах по исследованию контактной силы бедра. Величины компонент вектора скорости наращивались по синусоиде до заданного максимального значения в течение времени разгона равного 0,5 миллисекунды, после чего оставались постоянными. Максимальное значение

скорости варьировалось в интервале от 0,5 до 4 м/с. Для каждого вида активности получены 16 диаграмм "сила – смещение", отвечающие бедренной кости в здоровом состоянии и состоянии остеопороза.

Первичной определяемой характеристикой бедренной кости являлась динамическая жёсткость, величина которой рассчитывалась при приложенных нагрузках F_z , соответствующих пиковым нагрузкам в рамках цикла двигательной активности ($F_z = 3761$ Н для ходьбы, $F_z = 3951$ Н для подъёма по лестнице и $F_z = 4082$ Н для спуска по лестнице).

Анализ результатов моделирования показал, что жёсткость бедренной кости при остеопорозе на 15 % ниже жесткости здоровой кости. При этом значение жесткости слабо зависит, как от вида двигательной активности, так и от максимальной скорости нагружения.

Из распределения напряжений в бедренной кости в здоровом состоянии и при остеопорозе определены области локализации максимумов напряжений и порового давления. Положительные объемные напряжения концентрируются в верхней части шейки и во внешней части ножки, преимущественно в кортикальном слое. Наибольшие касательные напряжения сосредоточены во внутренней части ножки. В этой связи необходимо отметить, что локальные значения порового давления во внутренней части ножки также являются максимальными и составляют до 20 – 30 % величины сжимающих средних напряжений в этой области. Таким образом, поровое давление вносит значимый вклад в снижение прочности костной ткани в этой области, «облегчая» формирование первичных повреждений.

Проведен анализ зависимости значений максимумов напряжений при различных режимах активности человека от скорости нагружения. Как для средних, так и для касательных напряжений, не выявлено систематического изменения максимальных значений с ростом скорости нагружения. Это, в частности, говорит о том, что повышение скорости не увеличивает риски повреждений костных тканей при условии одинаковых пиковых нагрузок.

Важной составляющей изучения деформационных процессов в костных структурах является установление предельных нагрузок, при которых возникает угроза нарушения целостности костных тканей. В связи с этим анализировались зависимости максимумов локальных напряжений от величины приложенной силы. Установлен линейный рост максимальных напряжений в здоровой и остеопорозной кости по мере нарастания силы воздействия на нее. Таким образом, возникновение повреждений в бедренной кости определяется, главным образом, уровнем приложенной нагрузки, но не скоростью нагружения.

Для оценки критических значений приложенных нагрузок проведены тесты по деформированию моделей бедренной кости вплоть до разрушения. Установлено, что первые повреждения возникают в губчатом слое при значении приложенной силы ≈ 5100 Н в случае здоровой кости и при ≈ 3100 Н в случае кости в состоянии остеопороза. Соответственно величина пиковых нагрузок при повседневных видах активности человека составляют 60 – 70% от уровня опасных нагрузок здоровой кости. Однако в случае бедренной кости на поздней стадии остеопороза пиковые нагрузки превышают величину силы, при которой в губчатой костной ткани формируются повреждения, а следовательно, являются недопустимыми.

Полученные результаты актуальны для разработки методик постоперационной реабилитации пациентов и восстанавливающих физических нагрузок для людей, страдающих остеопорозом.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ПОДХОДЫ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧИ ЛАМЕ-ГАДОЛИНА ДЛЯ СОСТАВНОГО ПОЛОГО ШАРА ИЗ НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИХ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

¹Левин В.А., ²Зингерман К.М., ^{1,3}Вершинин А.В.

¹Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва

²Тверской государственный университет, Тверь

³Институт Физики Земли РАН им. О. Ю. Шмидта, Москва

Предложены подходы к решению задачи Ламе-Гадолина о напряженно-деформированном состоянии составного двухслойного полого шара с предварительно деформированным слоем при наложении конечных деформаций.

Постановка задачи следующая [1]. Первый полый шар испытывает радиально-симметричную деформацию под действием нагрузки, приложенной к внешней поверхности, таким образом, что его радиус уменьшается на заданную величину. Затем этот шар вставляется во второй (недеформированный) полый шар, внутренняя поверхность которого совпадает с внешней поверхностью первого шара после предварительной деформации. Шары находятся в промежуточном состоянии. Затем нагрузка, приложенная к внешней поверхности первого полого шара, убывает до нуля. В шарах возникают дополнительные деформации и соответствующие им напряжения. Границы шаров меняются, и они переходят в конечное состояние.

Аналитическое решение получено в рамках нелинейной упругости для случая, когда функция плотности потенциальной энергии деформации задана в виде [2]

$$W(\hat{i}_1, \hat{i}_3) = 2G(\hat{i}_1 - 3) + \frac{K^0}{K'(K' - 1)} \left[\hat{i}_3^{-(K' - 1)} + (K' - 1)\hat{i}_3 \right]$$

где \hat{i}_1 и \hat{i}_3 – инварианты тензора искажений [3], связанные с главными удлинениями λ_j следующим образом:

$$\begin{aligned}\hat{i}_1 &= (\lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3) - 3\hat{i}_3^{\frac{1}{3}} \\ \hat{i}_3 &= \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3\end{aligned}$$

Определяющие соотношения для данного класса материалов в случае чисто объемной деформации переходят в уравнение состояния Мурнагана [4], что позволяет использовать эти соотношения при моделировании метаморфических процессов в горных породах [5].

Для данного класса материалов возможно для случая больших деформаций построение точного аналитического решения задачи о радиально-симметричной деформации полый сферы (задачи Ламе) [2] на основе подхода, предложенного в [6]. Это решение обобщается на случай задачи Ламе-Гадолина.

Численное решение задачи получено для упругопластического материала, свойства которого до достижения предела пластичности описываются определяющими соотношениями, приведенными выше. При моделировании пластических деформаций используется условие пластичности Друкера-Прагера, пластическое течение описывается с использованием неассоциированного закона [7]. На границе между слоями задаются контактные граничные условия, обеспечивающие непрерывность перемещений и нормальных напряжений в конечном (равновесном) состоянии. Как упругие, так и пластические деформации считаются конечными. Используется мультипликативное разложение аффинора полных деформаций на упругий и пластический аффиноры. Численное решение получено методом спектральных элементов [8, 9] по пространственной координате и методом динамической релаксации (метод установления) по времени.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 19-77-10062) в части, связанной с нахождением численного решения, и Российского научного фонда (проект 22-11-00110) в части, связанной с нахождением аналитического решения.

1. Зингерман К.М., Левин В.А. Обобщение задачи Ламе-Гадолина для больших деформаций и ее аналитическое решение // Прикладная математика и механика. – 2013. – Т. 77, вып. 2. – С. 322-336.
2. Levin V. A., Podladchikov Y. Y., Zingerman K. M. An exact solution to the Lamé problem for a hollow sphere for new types of nonlinear elastic materials in the case of large deformations // European Journal of Mechanics - A/Solids. – 2021. – Vol. 90. 104345.
3. Лурье А.И. Нелинейная теория упругости. – М.: Наука, 1980. – 512 с.
4. Murnaghan F. D. The compressibility of media under extreme pressures // Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America. – 1944. – Vol. 30. – P. 244–247.
5. Holland T. J. B., Powell R. An internally consistent thermodynamic data set for phases of petrological interest // Journal of Metamorphic Geology. – 1998. – Vol. 16. – P. 309–343.
6. Carroll M. M. Finite strain solutions in compressible isotropic elasticity // Journal of Elasticity. – 1988. – Vol. 20. – P. 65–92.
7. Large strain elastic and elasto-plastic formulations for host-inclusion systems and their applications in thermobarometry and geodynamics / E. Moulas, Y. Podladchikov, K. Zingerman, A. Vershinin, V. Levin // American Journal of Science. – 2023. – Vol. 323. DOI:10.2475/001c.68195.
8. Konovalov D., Vershinin A., Zingerman K., Levin V. The implementation of spectral element method in a CAE system for the solution of elasticity problems on hybrid curvilinear meshes // Modelling and Simulation in Engineering. – 2017. Vol. 2017. – Article ID 1797561. – P. 1–7.
9. Numerical simulation of superimposed finite strains using spectral element method / V.A. Levin, K.M. Zingerman, A.V. Vershinin, D.A. Konovalov // Continuum Mech. Thermodyn. – 2022. – Vol. 34. – P. 1205–1217. DOI:10.1007/s00161-022-01115-6

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ МНОГОКРАТНОГО НАЛОЖЕНИЯ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ

¹Левин В.А., ²Зингерман К.М., ¹Вершинин А.В.

¹МГУ имени М. В. Ломоносова, Москва

²Тверской государственный университет, Тверь

В докладе предложен подход к анализу напряженно-деформированного состояния и расчету остаточных напряжений в изделии аддитивного производства, изготовленного методом селективного лазерного спекания, на основе теории многократного наложения конечных деформаций [1-3]. Используется следующая термомеханическая модель нагружения изделия в ходе его изготовления. Изделие формируется послойно. Первый (нижний) слой присоединяется к подложке. Его верхняя граница нагревается под действием лазерного излучения. В слое возникают начальные деформации, вызванные тепловым воздействием. Затем к этому слою присоединяется сверху второй слой, который предварительно не деформирован. Его верхняя граница нагревается. В результате происходит перераспределение деформаций и напряжений в теле. Далее аналогичным образом к телу присоединяются третий и последующие слои. Данная модель является частной моделью добавления к телу [3,5-7] или удаления из тела [1-3] его напряженных частей. В соответствии с теорией многократного наложения конечных деформаций выделяются следующие состояния (конфигурации) для нового добавляемого слоя в процессе послойного изготовления изделия аддитивного производства: начальное недеформированное состояние слоя, промежуточное состояние, соответствующее моменту появления температурных деформаций под воздействием лазера в новом присоединяемом слое, и текущее состояние, когда новый слой соединился с остальной уже изготовленной частью изделия и произошло перераспределение конечных деформаций. Для уже изготовленной части изделия во время изготовления нового n -го слоя можно выделить следующие состояния (конфигурации): промежуточное $(n-1)$ -е состояние с накопленными деформациями, в котором эта часть изделия находится в момент присоединения нагретого нового слоя к уже изготовленной части, и текущее (n) -е состояние в момент окончания перераспределения конечных деформаций и перехода к изготовлению следующего слоя. Постановка и решение задачи о присоединении очередного n -го слоя осуществляется в координатах $(n-1)$ -го промежуточного состояния. Описание процесса послойного изготовления изделий аддитивного производства с учетом конечных деформаций сводится к решению краевой задачи о присоединении n -го слоя, форма которого задана в момент спекания с остальным телом, в координатах $(n-1)$ -го промежуточного состояния.

Для решения рассматриваемой краевой задачи применялся метод Галеркина [12]. Методы конечных [13] и спектральных элементов [14] использовались для дискретизации полученных интегральных уравнений. В рамках полученной дискретной модели нелинейная система уравнений решается методом Ньютона [12] относительно неизвестного вектора дополнительных перемещений \mathbf{u}^n , непрерывного во всей области, включая границу между телом и спекаемым слоем. После решения системы нелинейных уравнений и нахождения дополнительных перемещений \mathbf{u}^n в каждом узле сетки обновляется вектор \mathbf{U} , вектор накопленных перемещений (разрывный при переходе от слоя к слою), путем прибавления к нему \mathbf{u}^n . Деформированная геометрия тела на каждом шаге может быть получена добавлением ко всем узлам сетки вектора \mathbf{U} . Вектор \mathbf{U} , в отличие от классического вектора перемещений в методах конечных и спектральных элементов, хранится в локальных узлах элементов сетки, по аналогии с напряжениями и деформациями, так как даже для конформной сетки между слоями он терпит разрыв на границах между ними. В то же время, вектор дополнительных перемещений \mathbf{u}^n непрерывен во всей расчетной области, соответствующей n -му шагу, поэтому он задается стандартным для метода спектральных элементов способом – в физических узлах сетки, общих для элементов на границе между

слоями. Так как вектор U разрывный в точках, лежащих на границе между слоями; то для точек с одинаковыми координатами, но принадлежащих различным слоям, вектор накопленных перемещений будет также различным. После определения изменения формы тела со вновь добавленным слоем путем прибавления к координатам всех точек области вектора u^n , тело переходит в n -е состояние. Далее находится решение задачи о добавлении $(n + 1)$ -го слоя в координатах n -го состояния.

Для валидации разработанной модели было выполнено сравнение с результатами натурального эксперимента. Изделие в форме бруса размером (45мм x 6мм x 5мм) с вырезами печатается на цилиндрической платформе радиусом 50мм и высотой 20мм. Температура порошка для печати TI-6AL-4V считается равной 26 С°. На основании платформы в процессе печати поддерживается постоянная температура 150 С°. Мощность лазера составила 200Вт, время воздействия лазера 40мкс, толщина слоя печати 60мкм. После печати изделия медленно выполняется горизонтальный разрез в его верхней части. В результате накопленных остаточных напряжений в изделии происходит вертикальный изгиб верхней надрезанной части изделия. Термоупругие свойства порошка TI-6AL-4V, использовавшегося в эксперименте, зависели от температуры [4, 15], поэтому расчет распределения температуры в слое проводился путем решения нелинейного уравнения теплопроводности. После чего полученные температурные деформации использовались как начальные деформации при добавлении нового слоя наращивания. В докладе приведена оценка нелинейных эффектов, возникающих при учете многократного наложения конечных деформаций в процессе послойного изготовления изделия. Полученные при численном моделировании результаты хорошо согласуются с результатами натурального эксперимента, что подтверждает корректность предложенного в статье подхода к анализу напряженно-деформированного состояния и расчету остаточных напряжений в изделии аддитивного производства, изготовленного методом селективного лазерного спекания, на основе теории многократного наложения конечных деформаций.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22-11-00110 в части постановки задачи и разработки математической модели и Математического центра фундаментальной и прикладной математики (проект 075-15-2019-1621) в части разработки алгоритма численного решения и программы на его основе.

1. Levin V.A. // Intern. J. Solids and Structures. – 1998. – V. 35. – P. 2585–2600.
2. Левин В.А., Тарасьев Г.С. // ДАН СССР. – 1980. – Т.215. № 1. – С. 63-66.
3. Левин В.А., Зингерман К.М. Нелинейная вычислительная механика прочности. Том 3. Точные и приближенные аналитические решения при конечных деформациях и их наложении. М.: Физматлит, 2016. – 400с.
4. Tripathy S., Chin C., London T., Ankalkhope U., Oancea V. // Conference NAFEMS World Congres 2017.
5. Тринчер В.К. // Изв. АН СССР. МТТ. – 1984. – № 2. – С. 119-123.
6. Арутюнян Н.Х., Дроздов А.Д., Наумов В.Э. Механика растущих вязко-упругопластических тел. М.: Наука, 1987. – 472 с.
7. Лычев С.А. // Изв. РАН. МТТ. – 2011. № 6. – С. 63–79.
8. Лурье А.И. Нелинейная теория упругости. М.: Наука, 1980. – 512 с.
9. Зингерман К.М., Левин В.А. // ПММ. – 2013. – Т. 77, вып. 2. – С. 322–336.
10. Bazant Z. // Journal of Engineering Materials and Technology – 1998. – 120.2. – pp. 131–136.
11. Седов Л.И. Введение в механику сплошной среды. - М.: Физматгиз, 1962.
12. Zienkiewicz O.C., Taylor R.L. The Finite Element Method. Volume 1: The Basis. Butterworth-Heinemann, Oxford, 2000. – 689 pp.
13. Hughes T. The Finite Element Method – Linear Static and Dynamic Finite Element Analysis. Prentice Hall, Englewood Cliffs, London, 1987
14. Kononov D., Vershinin A., Zingerman K. and Levin V. // Modelling and Simulation in Engineering 2017, DOI:10.1155/2017/1797561
15. Yang J., Sun S., Brandt M., and Yan W., // Journal of Materials Processing Technology. – 2010. – Vol. 210. – P. 2215-2222.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЧАСТИЦ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

Лобовиков Д.В., Матыгуллина Е.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Для исследования свойств сыпучих материалов при их прессовании, гранулировании, транспортировании, используется 3D моделирование методом дискретных элементов (DEM) [1]. Известны способы моделирования частиц сложной формы множеством скрепленных сфер [2], эллипсоидов, многогранников [3].

Для моделирования частиц осколочной формы, например щебня и других частиц, полученных методом разрушения, требуется применение ориентировочно 50 сфер [2]. Для моделирования сыпучего материала в качестве образца выбирается от трех до пяти типов форм реальных частиц [2, 4].

При моделировании сыпучих материалов используется до миллиона и более частиц, компьютерное время варьируется от недели до 3 месяцев для расчета нескольких секунд реального процесса. Если частицы состоят из множества элементов, то общее количество рассчитываемых элементов достигает десятков миллионов, что при применении современного компьютера с одним процессором и одной видеокартой GPU требует от двух и более месяцев компьютерного времени на проведение одного численного эксперимента. При использовании в расчетах более ста тысяч частиц необходимо применять форму частиц с минимальным и достаточным количеством составляющих элементов.

Авторами предложен следующий способ моделирования частицы. Частица состоит из сферы и жестко позиционированных точек в относительной системе координат сферы.

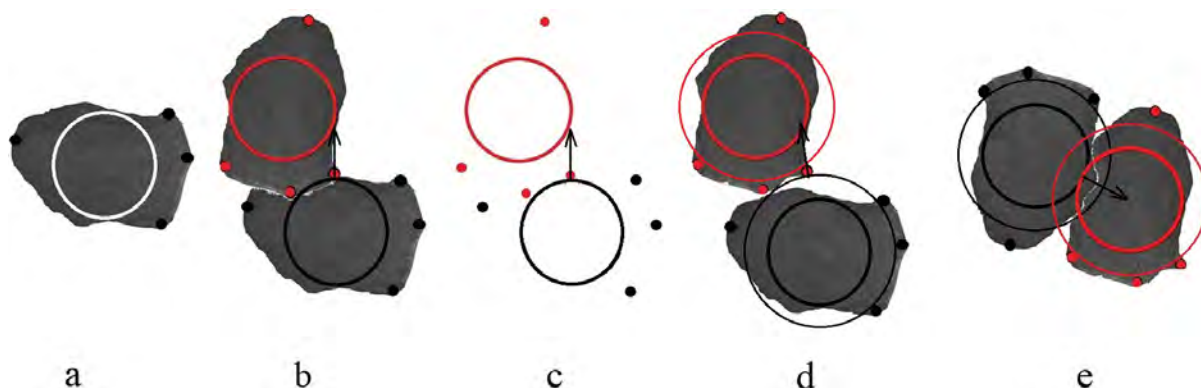


Рис. 1. Модель А (а), моделирование контакта вершина–поверхность (b, c), с применением модели А, моделирование контакта вершина–поверхность (d), с применением модели В, моделирование контакта поверхностей, с применением моделей А, В (е)

Для получения модели частицы в форму реальной частицы вписывается сфера. Затем определяются наиболее удаленные от центра сферы выступающие вершины (Рис. 1а), в этих вершинах позиционируются точки (вершины) модели. В итоге получается модель частицы (Рис. 1а), далее по тексту модель А, сфера с позиционированными относительно нее точками. Точки (вершины) частицы контактируют со сферой соседней частицы (Рис. 1b, c). Сферы частиц также имеют возможность контактирования между собой (Рис. 1е). Точки соседних частиц между собой не взаимодействуют. Контакт точка–сфера моделирует контакт реальных частиц вершина–поверхность (поверхность, в площади которой нет выступающих вершин); контакт сфера–сфера моделирует контакт поверхностей реальных частиц.

Модель А имеет следующий недостаток. Вершины реальных частиц сталкиваются с поверхностью соседних частиц на расстоянии большем, чем в модели А. Авторы предложили модель В. Отличие от модели А состоит в том, что точки (вершины) частицы 1 контактируют не с основной сферой частицы 2, а с дополнительной сферой большего диаметра (Рис. 1d). Радиус дополнительной сферы принимается равным радиусу, при

котором дополнительная сфера имеет объем равный объему реальной частицы. При этом контакт поверхностей соседних частиц, как и в модели А, находится в месте касания основных сфер (Рис. 1е).

Авторы предположили, что для моделирования частиц осколочной формы достаточно использовать количество точек, равное количеству выступающих вершин реальных частиц. В большинстве случаев реальные частицы сыпучего материала осколочной формы имеют не более 6 выступающих вершин.

Проведены две серии численных экспериментов. В первой серии использовались сложные формы с 6 вершинами. Использовались три различные формы с максимальным расстоянием между вершинами 5...6 мм. Каждая форма заполнялась сферами диаметром от 0,4 до 0,6мм. Сферы после заполнения формы жестко скреплялись между собой. Для трех вариантов было использовано соответственно 96, 102, 106 сфер. Было сформировано 8200 частиц. В результате численного эксперимента был найден угол естественного откоса сыпучего материала, состоящего из моделируемых частиц. Угол естественного откоса составил 39,2 градуса.

В второй серии экспериментов использовалась модель В, состоящая из основной, дополнительной сфер и шести точек, для моделирования частицы. В качестве базовых форм для построения были использованы три формы из первой серии. Во второй серии экспериментов, методом подбора скорректированы диаметры основной и дополнительной сфер для получения свойств сыпучего материала схожих со свойствами сыпучего материала из первой серии. В результате с применением модели В получена осредненная величина угла естественного откоса, равная 38,1 градуса. Для проведения одного численного эксперимента с использованием модели частицы В потребовалось в 43 раза меньше компьютерного времени, чем при использовании модели частицы, состоящей из сфер. Для расчетов использовалась видеокарта GTX1660 и программа параллельных вычислений, написанная авторами.

Моделирование частиц сферами с позиционированными относительно них точками, выполняющими роль вершин, позволяет снизить требуемое компьютерное время для проведения численных экспериментов и добиться результатов моделирования, сопоставимых с результатами моделирования частиц сложной формы, состоящих из множества сфер, эллипсоидов, многогранников.

1. Thorsten Poschel, Thomas Schwager. Computational Granular Dynamics. – Berlin: Springer, 2005. – 322 pp.
2. Effect of Particle Shape on Repose Angle Based on Hopper Flow Test and Discrete Element Method / Jian-Jun Fu, Cheng Chen, Jean-Francois Ferrellec, Juan Yang // Hindawi. Advances in Civil Engineering. – 2020. – DOI:10.3389/fbuil.2019.00145.
3. A review of recent development for the CFD-DEM investigations of non-spherical particles / Huaqing Ma, Lianyong Zhou, Zihan Liu, Mengyao Chen, Xiuhao Xia, Yongzhi Zhao // Powder Technology. – 2022. – Vol. 412.
4. Beema Dahal, Debakanta Mishra. Discrete Element Modeling of Permanent Deformation Accumulation in Railroad Ballast Considering Particle Breakage // Front. Built Environ. – 2019. – Sec. Transportation and Transit Systems. Vol. 5. – DOI:10.3389/fbuil.2019.00145.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА НАЧАЛО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Майер А.Е.

Челябинский государственный университет, Челябинск

Откол при отражении ударной волны от свободной поверхности или границы раздела является одним из важных примеров динамического разрушения металлов и по-прежнему привлекает внимание исследователей. Откольное разрушение тесно связано с пластической деформацией, как в ходе формирования и роста полостей, так и предшествующей пластичностью при сжатии материала в ударной волне. Для развития моделей откольного разрушения важно установить связь между предварительной деформацией и порогом нуклеации полостей при последующем растяжении металла.

В работе проведено молекулярно-динамическое (МД) исследование влияния предварительной деформации сжатия монокристаллов алюминия на порог нуклеации пор при последующем всестороннем растяжении металла. МД система из полумиллиона атомов алюминия, изначально формирующих идеальную ГЦК решетку, подвергается осесимметричной деформации сжатия до заданных инженерных значений осевой и поперечной деформации. В пространстве инженерных деформаций исследуемые деформированные состояния случайно распределены в части квадрата $[-0.3...0.3; -0.3...0.3]$, соответствующей сжатию; исследовано 100 предварительно деформированных состояний. Предыстория деформации каждой системы характеризуется осевой и поперечной деформацией, выраженной как две независимые диагональные компоненты тензора конечных деформаций Грина. После предварительной деформации система релаксирует при нулевых напряжениях. Затем производится всестороннее растяжение с постоянной инженерной скоростью деформации 1/нс, приводящее к нуклеации и росту полостей. Всестороннее растяжение не создает сдвиговых напряжений, и деформация до нуклеации полостей остается упругой. Данные МД моделирования обобщены в виде искусственной нейронной сети (ИНС). При формировании обучающих данных для каждой системы рассчитывается функция расстояния до нуклеации в зависимости от объемной деформации растяжения и двух независимых диагональных компонент тензора конечных деформаций Грина на стадии предварительной деформации. Проведено обучение ИНС, аппроксимирующей эту функцию, с ее помощью оценены пороги нуклеации полостей на более плотной сетке предварительно деформированных состояний. Предложенная схема также позволяет определить остаточную пластическую деформацию после предварительной жесткой деформации и снятия напряжений.

Исследованную область предварительной деформации в пространстве деформаций можно разделить на несколько характерных зон. При ограниченных деформациях материал остается упругим и дефекты не возникают. После снятия напряжений размеры образца восстанавливаются, а порог образования пор остается примерно равным таковому для недеформированного материала с учетом флуктуаций. Выделяется область сильных предварительных деформаций, в которой релаксация сдвиговых напряжений осуществляется за счет фазового перехода в ОЦК фазу. Характерно, что после снятия напряжений происходит обратный фазовый переход, остается малая пластическая деформация и малое количество дефектов кристаллической структуры, рисунок 1а. В результате получается небольшое снижение порога нуклеации пор и откольной прочности металла, рисунок 1с. Наибольший эффект дают предварительные деформации, в которых запускаются дислокационные процессы без фазового перехода, рисунок 1б. После снятия напряжений сохраняется большая остаточная пластическая деформация. Сформированная дефектная структура приводит к существенному (кратному) уменьшению порога нуклеации и откольной прочности металла, рисунок 1с.

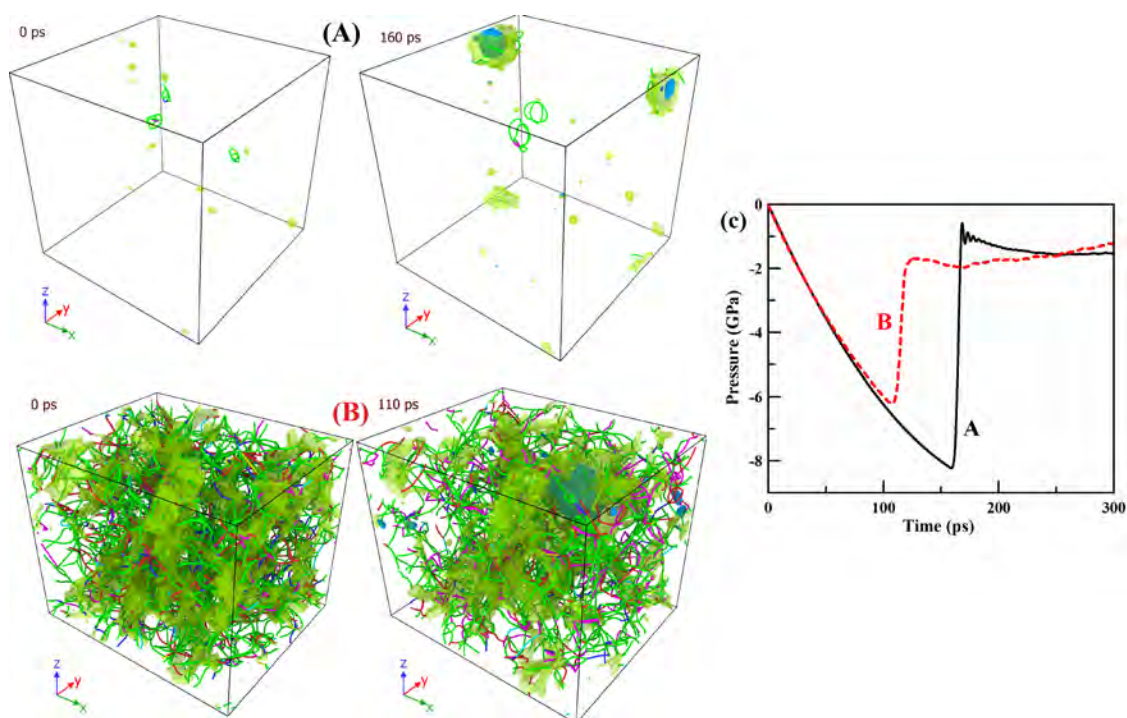


Рис. 1. Примеры МД расчетов растяжения предварительно деформированных многокристаллов алюминия в случае малой (А) и большой (В) остаточной деформации, а также соответствующие кривые напряжение-деформация (с). На (А,В) показаны дислокационные линии, поверхностные дефекты (полупрозрачные) и поверхности поры (непрозрачные)

Работа выполнена за счет Российского научного фонда (проект № 20-11-20153, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>).

МОДЕЛИРОВАНИЕ УГОЛЬНЫХ ПЛАСТОВ С МЕЗОСКОПИЧЕСКИМИ ТРЕЩИНАМИ ВОРКУТСКОГО УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ

Манько А.В.

Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Москва

Одной из основных задач при отработке угольных пластов является мониторинг за формированием вторичных полей напряжения и напряженно-деформированным состоянием всего массива: угольных пластов и пустой породы [1]. В связи с тем, что уголь по своим механическим характеристикам, относится к хрупким горным породам возможно появление горного удара. Горный удар – это явление моментального высвобождения энергии, протекающий в хрупких и упруго-пластичных горных породах [2].

Появлению трещин отрыва в угольных пластах предшествует изменение первичных полей напряжений в результате появления сети трещин различного размера (микро, мезо, макро). Также на изменение первичных полей напряжений в массиве горных пород имеют большое значение виды трещин (выветривания, тектонические), простираение в массиве (хаотичного, субвертикального, субгоризонтального) и так далее [3]. Вторичные поля напряжений в массиве горных пород вызывают появление сначала макро, а затем мезоскопических трещин в результате чего происходит образование трещин отрыва и, как следствие, вывал горных пород в подземное пространство [4, 5].

В качестве объекта исследования были выбраны шахтные поля Воркутского месторождения, а для проведения математического моделирования методом конечных элементов физико-механические характеристики угольных пластов и пустой породы были выбраны шахты Северная [6]. Особенности данной шахты является то, что по горнотехническим характеристикам она является, так сказать, усредненной шахтой среди угольных шахт России.

В данной работе исследуется возможность моделирования методом конечных элементов хрупких сред, подверженных горному удару как деформируемых твердых тел с явным заданием регулярной системы трещиноватости. При проведении моделирования размер расчетной модели, простираение микро и мезо трещин и иные параметры взяты из работы С.А. Юфина и Е.В. Ламониной [7]. В их работе рассматривались только ортогональное пересечение трещин с углом наклона к горизонту равных углу наклона пласта и принят 0° , 5° , 20° , 40° . Также авторы рассматривали модель среды Хука–Брауна, а модель трещины – Кулона–Мора. Трещины имеют заполнитель, а также часть трещин моделировались контактными элементами без заполнителя.

Модель Хука–Брауна имеет три модификации, а модель Кулона–Мора имеет две модификации. В работе С.А. Юфина и Е.В. Ламонина используется вторая модификация модели Хука–Брауна и первая модификация модели Кулона–Мора. Данные модификации не давали возможность разуплотняться скальному грунту и поэтому приходилось вводить контактные элементы как элемент разуплотнения – трещинообразования скального массива.

В настоящей работе мезоскопическая трещина моделируется контактными элементами, а первоначальная макроскопическая трещина моделируется любой моделью разуплотняющегося грунта (Hardening Soil), например Дункана–Чанга. При появлении трещин мезоскопическая трещина коррелируется к локациям микроскопических трещин. После чего корректируется характер падения в пространстве трещины к рассматриваемым субгоризонтальным и субвертикальным с углами 0° , 20° , 45° , 90° . Данные величины взяты из исследования С.А. Юфина и Е.В. Ламониной и скорректированы для большей субвертикальности. Угол падения 20° взят в связи с тем, что у авторов при этой задаче был самый большой разброс контролируемых показателей. И как уже было сказано выше мезоскопическая трещина моделируется контактными элементами с податливостью шероховатого слоя [8], чтобы можно было получить трещины отрыва (горный удар).

Итогом исследования является рекомендации по выбору параметров для

моделирования мезоскопических тещин контактными элементами для последующего моделирования трещин отрыва и, как следствие, горного удара. Такие рекомендации можно дать для всех рассматриваемых углов простираания субвертикальных и субгоризонтальных трещин.

1. Пустобриков В.Н., Хугаев Ч.П., Хугаев О.Ч. Обеспечение устойчивости контурного массива первичным и вторичным полем напряжений. Владикавказ: ООО НПКП "МАВР", 2010. – 177 с.
2. Геомеханика сильно сжатых горных пород и массивов / М. А. Гузев, В. В. Макаров, Л. С. Ксендзенко, А. М. Голосов // Вестник Инженерной школы Дальневосточного федерального университета. – 2014. – № 3. – С. 3-16.
3. Криницыни Р.В. Влияние тектонического нарушения на вторичное поле напряжений горизонтальной выработки // Известия Тульского государственного университета. Науки о Земле. – 2022. – № 3. – С. 146-161. – DOI 10.25635/p8675-5770-6439-n.
4. Potokin, A. S. Methods for determining rockburst in mining workings / A. S. Potokin, A. K. Pak // Mining Industry Journal. – 2022. – No. 5. – P. 139-143. – DOI 10.30686/1609-9192-2022-5-139-143.
5. Осокина Д.Н., Яковлев Ф.Л., Войтенко В.Н. Изучение тектонического разрыва как объекта, объединяющего мегатрещину, ее поля (напряжений, деформаций), и вторичные структуры (тектонофизический анализ) // Проблемы тектонофизики: К сорокалетию создания М.В.Гзовским лаборатории тектонофизики в ИФЗ РАН. – Москва: Институт физики Земли им. О.Ю. Шмидта РАН, 2008. – С. 89-102.
6. Комплексные исследования Арктики: ключевые вопросы геологии и минерагении субарктической области европейского Северо-Востока / А. И. Антошкина, Е. В. Антропова, А. М. Асхабов [и др.] // Известия Коми научного центра УрО РАН. – 2020. – № 6(46). – С. 5-20.
7. Юфин С.А., Ламонина Е.В. Анализ напряженно-деформированного состояния трещиноватых скальных пород с использованием численных методов // Горный информационно-аналитический бюллетень. – 2008. – № 10. – С. 268-277.
8. Сакало В.И., Ольшевский А.А. Использование конечноэлементных моделей для решения контактных задач с учетом шероховатости поверхностей тел // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2018. – № 11(72). – С. 45-56. – DOI 10.30987/article_5be14a2f880092.17128502.

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ КОСТНОГО ЦЕМЕНТА НА ПРОЧНОСТЬ ФИКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИМПЛАНТОВ. МЕЗОСКОПИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

На поздних стадиях дегенеративно-дистрофических заболеваний тазобедренного сустава необходимо эндопротезирование. Существует два способа фиксации эндопротеза: цементный и безцементный. В случае запущенности заболевания или старшего возраста, когда свойства костных тканей существенно снижены, возможен только цементный способ, поскольку способствует увеличению контактной площади при фиксации эндопротеза, а также позволяет заполнять дефекты костной ткани вблизи обработанной поверхности.

Наиболее предпочтительным материалом для фиксации протезов крупных суставов является костный цемент на основе полиметилметакрилата (ПММА). Для применения в эндопротезировании прочность его сцепления с костью (которая обеспечивает достаточное проникновение цемента в губчатую кость) имеют решающее значение. Экспериментальные работы свидетельствуют о том, что расшатывание бедренного эндопротеза начинается и концентрируется в области контакта цемент–кость [1]. Для изучения влияния факторов морфологии контакта на прочность его сцепления околоконтактная область рассматривается как слоистый композит [2–4]. Такой подход позволяет выявить влияние конкретных факторов морфологии поверхности контакта на механическое поведение всей системы.

Целью данной работы является исследование толщины костного цемента на прочность фиксации металлического импланта с помощью мезомодели слоистого композита элементарной геометрической формы, имитирующего сегмент контактной зоны «кость–имплант», на основе численного моделирования методом подвижных клеточных автоматов [5–7]. Механическое воздействие жидкости, содержащейся внутри пор материала, рассматривается в рамках теории пороупругости Био, а её фильтрация в системе связанных пор и каналов описывается законом Дарси [7]. В этом случае поровое пространство, заполненное жидкостью, и её проницаемость учитываются неявно.

Рассматривался процесс одноосного растяжения трёхслойного мезоскопического образца, состоящего из костной ткани, костного цемента (ПММА) и участка импланта (титановый сплав Ti6Al4V). Размеры основания образцов $1,5 \times 1,5$ мм, высота 3 мм. Толщина цементной прослойки варьировалась от 0,2 до 0,7 мм (рис. 1).

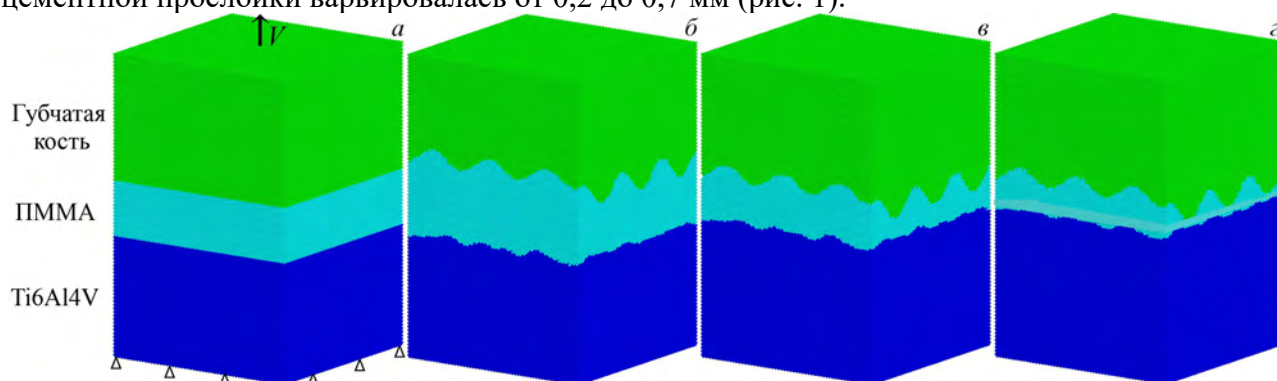


Рис. 1. Трёхслойные модельные образцы с различными толщинами прослойки костного цемента: 0,5 мм и гладкими интерфейсами (а), 0,7 мм (б), 0,5 мм (в) и 0,3 мм (г) с шероховатыми интерфейсами

Явно учитывалась шероховатость контактирующих поверхностей: 80 мкм у металлического сплава и 200 мкм для костной ткани. Нагружение осуществлялось путём закрепления нижнего слоя автоматов образца и задания вертикальной скорости автоматам верхнего слоя, которая вначале плавно увеличивалась до $V = -0,01$ м/с. (рис. 1а), а затем выдерживалась постоянной до момента достижения реакцией со стороны остального образца величины, равной половине предела прочности биоматериалов по аналогии с работой [8].

Стоит отметить, что при растяжении разрушение образца существенно зависит от шероховатости и толщины прослойки костного цемента. Так в образце без учёта

шероховатости разрушение начинается в углах верхнего слоя костной ткани, которые являются концентраторами напряжений. В модельном образце с учётом шероховатости и толщиной цемента 0,7 мм разрушение начинается в костном цементе на границе цемент–имплант. В случае с шероховатыми модельными образцами и толщиной цемента 0,5 и 0,3 мм разрушение начинается на границе кость–цемент.

Проведённые исследования показали, что без учёта шероховатости напряжённо-деформированное состояние полностью определяется концентраторами напряжений, обусловленные геометрической формой модельного образца. В случае учёта шероховатости интерфейсов, – в области наибольшей кривизны интерфейса контактирующих материалов.

Исследование влияния толщины прослойки костного цемента показало, что при толщине 0.7 мм зарождение первых трещин происходит на границе «цемент–имплант», что является благоприятным фактором, так как при ревизионном эндопротезировании существует возможности удаления повреждённого цементного слоя без дополнительного удаления костной ткани. При толщинах 0,5 и 0,3 мм зарождение трещин происходит в области контакта костного цемента и губчатой ткани. Таким образом, прослойка толщиной более 0.6 мм снижает риски разрушения непосредственно костной ткани.

Кроме того, на графиках зависимостей силы от деформации вдоль оси нагружения и количества несвязанных автоматов от деформации видно, что наиболее прочным является модельный образец без учёта шероховатости интерфейсов. Чуть менее прочным является модельный образец с максимальной высотой цементной прослойки. Наименее устойчивыми к деформации являются модельные образцы с высотой цементной прослойки 0.5 и 0.3 мм.

Полученные результаты показывают, что явный учёт шероховатости интерфейса контактирующих материалов позволяет более правдоподобно воспроизводить поведение слоёных композиционных материалов в построенной модели. Установлено, что наиболее перспективным при эндопротезировании является нанесение более толстого слоя цемента (более 0.6 мм). Толщина слоя существенно влияет на локализацию первых трещин и устойчивость к разрушению при одинаковой деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Early cement damage around a femoral stem is concentrated at the cement/bone interface / A. Race, M.A. Miller, D.C. Ayers, K.A. Mann // J.Biomech. – 2003. – Vol. 36. – P. 489–449. – DOI: 10.1016/S0021-9290(02)00460-8.
2. Bone bonding behavior of the hydroxyapatite containing glass-titanium composite prepared by the Cullet method / K. Yamada, K. Imamura, H. Itoh, H. Iwata, S. Maruno // Biomaterials. – 2001. – Vol. 22. – No. 16. – P. 2207-2214. DOI: 10.1016/s0142-9612(00)00402-6.
3. Novel composite implant in craniofacial bone reconstruction / M.J. Peltola, P.K. Vallittu, V. Vuorinen, A.A.J. Aho, A. Puntala, K.M.J. Aitasalo // Eur. Arch. Otorhinolaryngol. – 2012. – V. 269. – No. 2. – P. 623-628. – DOI: 10.1007/s00405-011-1607-x.
4. Polymethyl Methacrylate-Based Bone Cements Containing Carbon Nanotubes and Graphene Oxide: An Overview of Physical, Mechanical, and Biological Properties / S.S. Eil Bakhtiari, H.R. Bakhsheshi-Rad, S. Karbasi, M. Tavakoli, M. Razzaghi, A.F. Ismail, S.R. Krishna, F. Berto // Polymers. – 2020. – Vol. 12. – 1469. – DOI: 10.3390/polym12071469.
5. Understanding the mechanisms of friction stir welding based on computer simulation using particles / A.Yu.Smolyn, E.V. Shilko, S.V. Astafurov, E.A. Kolubaev, G.M. Eremina, S.G. Psakhie // Def. Technol. – 2018. – Vol. 14. – P. 643–656. – DOI: 10.1016/j.dt.2018.09.003.
6. Analysis of the quasi-static and dynamic fracture of the silica refractory using the mesoscale discrete element modelling / A.S. Grigoriev, A.V. Zabolotskiy, E.V. Shilko, A.I. Dmitriev, K. Andreev // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 7376. – DOI: 10.3390/ma14237376.
7. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous materials / S.G. Psakhie, A.V. Dimaki, E.V. Shilko, S.V. Astafurov // Int. J. Numer. Methods Eng. – 2016. – Vol. 106. – P. 623–643. – DOI: 10.1002/nme.5134.
8. Damron L.A., Kim D.G., Mann K.A. Fatigue debonding of the roughened stem-cement interface: effects of surface roughness and stem heating conditions // J. Biomed. Mater. Res. B Appl. Biomater. – 2006. – Vol. 78, No. 1. – P. 181–188. – DOI: 10.1002/jbm.b.30470.

РАСЧЕТ МАТЕРИАЛЬНЫХ КОНСТАНТ МОДЕЛЕЙ МУНИ-РИВЛИНА ГИПЕРУПРУГИХ ТЕЛ

¹Муслов С.А., ²Панин С.В., ¹Арутюнов С.Д., ³Никищенко А.Н.

¹Московский государственный медико-стоматологический университет им. А.И.
Евдокимова, Москва

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

³ООО «КБКА», Севастополь

Эластомеры или каучуки демонстрируют крайне нелинейное поведение напряжения-деформации с растяжениями, достигающими 1000%. Типичные эластомеры практически несжимаемы. В отличие от обычных эластичных материалов, закон Гука неприменим при описании упругой реакции эластомера. Для описания нелинейного поведения материалов, а также биологических тканей широко применяются гиперупругие модели. Среди данных моделей весьма популярно семейство моделей Муни-Ривлина с числом параметров C_{ij} от 2-х до 9-и [1, 2]. Как правило, эти параметры рассчитываются исходя из полученных кривых на диаграммах растяжения « σ - ϵ » [3, 4]. Несмотря на большое число публикаций, посвященных моделям Муни-Ривлина, оригинальным и обзорам, мы нашли только одну, в которой детально приведены соответствующие выражения $\sigma = \sigma(C_{ij}, \lambda)$ для всех моделей семейства [5]. Однако есть все основания считать, что она содержит опечатки, возможно возникшие по причине невнимательности при наборе формул. Поэтому мы сочли полезным для всех занимающихся вопросами гиперупругих моделей уточнить эти выражения.

Для одноосных напряжений энергия упругой деформации несжимаемых тел может быть выражена через инварианты тензора деформаций I_1 , I_2 и I_3 :

$$W = \sum_{i=0}^n \sum_{j=0}^m C_{ij} (I_1 - 3)^i (I_2 - 3)^j, \quad (1)$$

где

$$I_1 = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2, \quad I_2 = \frac{1}{\lambda_1^2} + \frac{1}{\lambda_2^2} + \frac{1}{\lambda_3^2}, \quad \lambda = \frac{1}{I_0} - \text{кратность деформации, } \lambda = \epsilon + 1, \quad I_3 = 1 \text{ (для}$$

несжимаемого материала). Отсюда можно получить вид функции $\sigma = \sigma(\lambda)$ для каждой из модели Муни-Ривлина, используя уравнения [3]:

$$\sigma = 2(\lambda^2 - \frac{1}{\lambda}) \left(\frac{\partial W}{\partial I_1} + \frac{1}{\lambda} \frac{\partial W}{\partial I_2} \right) \text{ и } I_1 = \lambda^2 + \frac{2}{\lambda}, \quad I_2 = \frac{1}{\lambda^2} + 2\lambda. \quad (2)$$

В [5] приведены следующие расчетные формулы $\sigma = \sigma(C_{ij}, \lambda)$:

$$\sigma_{2p} = 2C_{10}(\lambda - \frac{1}{\lambda^2}) + 2C_{01}(1 - \frac{1}{\lambda^3}) \quad (3)$$

для 2-параметрической,

$$\sigma_{3p} = \sigma_{2p} + 6C_{11}(\lambda^2 - \lambda - 1 + \frac{1}{\lambda^2} + \frac{1}{\lambda^3} - \frac{1}{\lambda^4}) \quad (4)$$

3-параметрической,

$$\sigma_{5p} = \sigma_{3p} + 4C_{20}\lambda(1 - \frac{1}{\lambda^3})(\lambda^2 + \frac{2}{\lambda} - 3) + 4C_{02}(2\lambda + \frac{1}{\lambda^2} - 3)(1 - \frac{1}{\lambda^3}) \quad (5)$$

5-параметрической и

$$\begin{aligned} \sigma_{9p} = \sigma_{5p} + & + 2C_{21}(1 - \frac{1}{\lambda^3})(2\lambda + \frac{1}{\lambda^2} - 3)(2\lambda^3 - 4\lambda + \frac{1}{\lambda^2} + 1) + \\ & + 2C_{12}(1 - \frac{1}{\lambda^3})(2\lambda + \frac{1}{\lambda^2} - 3)(4\lambda^2 - \frac{5}{\lambda} - 3\lambda - 6) + 6C_{30}(\lambda^2 + \frac{2}{\lambda} - 3)^2(\lambda - \frac{1}{\lambda^2}) + \\ & + 6C_{03}(2\lambda + \frac{1}{\lambda^2} - 3)^2(1 - \frac{1}{\lambda^3}). \end{aligned} \quad (6)$$

для 9-параметрической модели, соответственно. Здесь в формуле (2) используется истинное напряжение (Коши), в формулах (3-6) – условные (инженерные). Как известно, $\sigma_{ист} = \sigma_{инж} \lambda$.

Пользуясь формулами (1) - (2) мы уточнили выражение для 9-параметрической модели

и получили следующее выражение:

$$\sigma_{9p} = \begin{pmatrix} C_{10} \\ C_{01} \\ C_{11} \\ C_{20} \\ C_{02} \\ C_{21} \\ C_{12} \\ C_{30} \\ C_{03} \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} 2\lambda - \frac{2}{\lambda^2} \\ 2 - \frac{2}{\lambda^3} \\ \frac{6}{\lambda^2} - 6\lambda + 6\lambda^2 + \frac{6}{\lambda^3} - \frac{6}{\lambda^4} - 6 \\ 4\lambda + \frac{12}{\lambda} - \frac{8}{\lambda^2} - 12\lambda^2 + 4\lambda^4 \\ 8\lambda - \frac{4}{\lambda^2} + \frac{12}{\lambda^3} - \frac{4}{\lambda^5} - 12 \\ 54\lambda - \frac{48}{\lambda^2} - 36\lambda^2 + \frac{6}{\lambda^3} - 12\lambda^3 + \frac{36}{\lambda^4} + 10\lambda^4 - \frac{16}{\lambda^5} + 6 \\ 16\lambda^3 - \frac{6}{\lambda^2} - 36\lambda^2 - \frac{54}{\lambda^3} - 6\lambda + \frac{36}{\lambda^4} + \frac{12}{\lambda^5} - \frac{10}{\lambda^6} + 48 \\ 54\lambda - \frac{54}{\lambda^2} + 18\lambda^2 + \frac{72}{\lambda^3} - 36\lambda^3 - \frac{24}{\lambda^4} + 6\lambda^5 - 36 \\ \frac{36}{\lambda^2} - 72\lambda + 24\lambda^2 - \frac{54}{\lambda^3} - \frac{18}{\lambda^4} + \frac{36}{\lambda^5} - \frac{6}{\lambda^7} + 54 \end{pmatrix}$$

В заключении отметим, что 9-параметрическая модель рекомендована к применению для кривых напряжения-деформации, содержащих две и более точек перегиба.

Панин С.В. выражает благодарность проекту госзадания ИФПМ СО РАН FWRW-2021-0010.

1. Mooney M., A Theory of Large Elastic Deformation // Journal of Applied Physics. – 1940. – Vol. 11. – p. 582,
2. Rivlin RS. Large elastic deformations of isotropic materials I: fundamental concepts // Philosophical Transactions of the Royal Society of London A. – 1948. – Vol. –240. Iss. 822. – P. 459-490.
3. Иванов Д.В., Фомкина О.А. Определение постоянных для моделей нео-Гука и Муни-Ривлина по результатам экспериментов на одноосное растяжение // Математика. Механика. – 2008. – С. 114-117.
4. Анализ механических свойств волос человека с помощью гиперупругих моделей Муни-Ривлина / С. Муслов, С. Арутюнов, С. Перцов, К. Караков // Современные вопросы биомедицины. – 2023. – Т. 7. – № 2. – DOI: 10.51871/2588-0500_2023_07_02_.
5. Kumar N., Rao V.V., Hyperelastic Mooney-Rivlin model: Determination and physical interpretation of material constants // MIT International Journal of Mechanical Engineering. – 2016. – Vol. 6. –Iss. 1. – P. 43-46.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА ОТ СРЕДНЕГО ЛИНЕЙНОГО РАЗМЕРА ПОР

Никифоров Г.А., Галимзянов Б.Н., Мокшин А.В.

Казанский федеральный университет, Казань

Область применения пористых материалов крайне обширна: от аэрокосмической промышленности до медицины [1-2]. Для каждой конкретной задачи необходимо подобрать пористый материал с определенными механическими свойствами, которые определяются морфологией пористой системы. При этом морфологию пористой системы можно описать с помощью двух параметров: пористость и средний линейный размер пор. Сегодня существуют множество выражений для определения механических свойств в зависимости от пористости [3]. Однако пока не получено аналогичного выражения для зависимости от среднего линейного размера пор. Более того, не исследована взаимосвязь влияния пористости и среднего линейного размера пор на механические свойства пористого материала.

В настоящей работе на примере пористого никелида титана было предложено степенное выражение, описывающее зависимость механических свойств от среднего линейного размера пор. Выражение было получено путем анализа значений модуля Юнга для образцов с нанометровыми и микрометровыми порами. Данные для образцов с наноразмерными порами были получены на основе молекулярно-динамического моделирования, в то время как данные для микропористых материалов были получены с помощью эксперимента. Также был предложен способ описания механических характеристик одновременно как функции пористости и среднего линейного размера пор. Главной особенностью предложенного способа является учет влияния пористости на зависимость механических характеристик от среднего линейного размера пор и обратного влияния среднего линейного размера пор на зависимость механических характеристик от пористости.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-12-00022).

1. Liu P.S., Chen G.F. Porous Materials. Processing and Applications. – Butterworth-Heinemann: Elsevier, 2014. – 560 pp.
2. Shabalovskaya S.A. Surface, Corrosion and Biocompatibility Aspects of Nitinol as an Implant Material // Bio-Medical Materials and Engineering. – 2002. – Vol. 12 - № 1. – P. 69.
3. Ji S., Gu Q., Xia B. Porosity dependence of mechanical properties of solid materials // Journal of Materials Science. – 2006. – Vol. 41. – № 6. – P. 1757-1768. – DOI:10.1007/s10853-006-2871-9.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА ОЦК-ГЦК МЕТАЛЛОВ

Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие технологий аддитивного производства дало возможность производить не только изделия с заданной геометрией и формой, но и создавать полиметаллические соединения с управляемыми переходами от одного металла к другому. Преимуществом такой технологии является то, что при проектировании изделий можно направленным образом менять механические свойства отдельных участков за счёт использования материалов с требуемыми характеристиками. В зависимости от параметров технологии аддитивного производства, требований к изделиям и используемых материалов граница раздела может быть резкой, реализовываться через промежуточный слой из третьего материала, может быть выполнена в виде градиентного перехода, либо путём формирования многофазного слоя. Поскольку при аддитивном производстве формируется сложная структура, характеризующаяся преимущественной ориентацией кристаллической решётки, то представляет интерес исследование поведения материалов вблизи границы раздела при внешнем воздействии в зависимости от взаимной кристаллографической ориентации решёток. В настоящее время подобные исследования проводятся с использованием методов компьютерного моделирования. В качестве такого метода может быть использован, например, метод молекулярной динамики, который позволяет рассчитать прочностные характеристики чистых металлов и различных сплавов на атомном масштабе. Кроме того, данный подход позволяет исследовать закономерности развития пластической деформации в объёме материала и вблизи границ раздела, в том числе между материалами разного сорта. Целью данной работы было исследование методом молекулярной динамики особенностей отклика на внешнее сдвиговое воздействие образца биметалла в области сопряжения двух металлов, отличающихся типом кристаллической решётки.

Моделировались образцы биметалла в различных условиях одноосного нагружения: сдвига, сжатия и растяжения. Исследовались пары ОЦК-ГЦК металлов. В качестве ОЦК металла было выбрано α -железо, в качестве ГЦК – медь и никель. Рассмотрение нескольких металлов позволит учесть влияние прочностных характеристик материала. Расчёты были проведены для различных ориентаций кристаллических решёток относительно границы раздела и направления нагружения. Анализировалась перестройка атомной структуры в процессе пластической деформации, а также рассчитывались диаграммы нагружения.

В работе на основе результатов моделирования показаны основные закономерности поведения материала вблизи границы раздела между ОЦК и ГЦК металлами в условиях внешнего воздействия. Показано, что отклик материала зависит от ориентации кристаллической решётки относительно направления внешнего воздействия. Процессы пластической деформации при сжатии или растяжении могут происходить как в одном кристаллите, так и в двух сразу. Очевидно, одним из основных факторов, определяющих область развития пластической деформации, является предел упругости материала. Согласно полученным результатам, существенную роль играет не только материал и его прочностные свойства, но и анизотропия этих свойств.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

ПОИСК ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ПРИ ПЕЧАТИ ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА AlSi12 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Никонов С.Ю., Утяганова В.Р., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Технологии аддитивного производства используются для послойного построения 3Д-изделий, управляемых файлом системы автоматизированного проектирования [1]. В сравнении с традиционным субтрактивным производством, аддитивное производство приводит к значительному сокращению сроков, затрат и отходов материалов при изготовлении изделий, и в частности, деталей сложной геометрии [2]. В связи с чем наблюдается технологический бум и постоянный рост публикаций в области аддитивного производства [1-3]. Аддитивное производство металлических изделий можно разделить как по источнику теплового излучения (дуга/лазер/электронный луч), так и по используемому материалу (порошок/проволока/пруток) [2]. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) является наиболее перспективным процессом для металлов с высокой отражательной способностью таких как алюминий, титан или медь [4].

Алюминиевые сплавы являются вторым, наиболее используемым конструкционным сплавом, после сталей, благодаря своей низкой плотности, высокой удельной прочности и коррозионной стойкости [2]. Сплав AlSi12 имеет высокую текучесть, низкий коэффициент линейной усадки и высокую коррозионную стойкость. Благодаря своим уникальным свойствам эвтектический силумин используется при производстве кронштейнов, поршней двигателей внутреннего сгорания, а также в теплообменных устройствах.

В данной работе был проведен поиск оптимальных режимов печати электронно-лучевым проволочным производством тонкостенных изделий из сплава AlSi12. В работе нашего коллектива [4] уже был проведен поиск оптимальных режимов при печати сплава AlMg5 электронно-лучевым методом производства. Было показано, что печать при постоянном значении тепловложения на каждом слое приводит либо к недостаточному прогреву холодной подложки, из-за чего в нижних слоях присутствуют несплошности, либо к чрезмерному растеканию и расплавлению верхних слоев тонкой стенки. Для предотвращения этих дефектов целесообразно управлять тепловложением на каждом слое. Экспоненциальное снижение тепловложения при печати средних и верхних слоев (до 40) предоставляет возможность к получению бездефектных сплошных изделий с характеристиками (временное сопротивление, потенциал питтинга) близкими с литым сплавом AlMg5.

Опираясь на опыт работы с алюминиево-магниевыми сплавами, в данной работе также были использованы режимы с экспоненциальным снижением тепловложения по высоте изделий. Печать проводилась на электронно-лучевой аддитивной установке. В качестве филамента была использована проволока сплава AlSi12. Параметры тепловложения регулировались путем изменения значений тока, а остальные параметры (ускоряющее напряжение, скорость печати, тип развертки, диаметр пучка) печати были постоянны. Экспоненциальное снижение тепловложения при послойной печати методом ЭЛАП тонких стенок из сплава AlSi12 при 3 режимах печати показано на рисунке 1.

Было изготовлено 3 тонких стенки с экспоненциально затухающими режимами тепловложения (рис. 2). На макроизображениях видно, что при печати по первому режиму методом ЭЛАП наблюдается значительная неравномерность рельефа, и это демонстрирует нестабильность формирования слоев. При третьем режиме (повышенном тепловложении) наблюдаются увеличение области переплавления и растекание верхних слоев стенки. При втором режиме показано, что изделие соответствует задаваемой геометрии изделия, а рельеф боковой поверхности более гладкий в сравнении с образцами 1 и 3. Высота стенок закономерно снижается при повышении тепловложения.

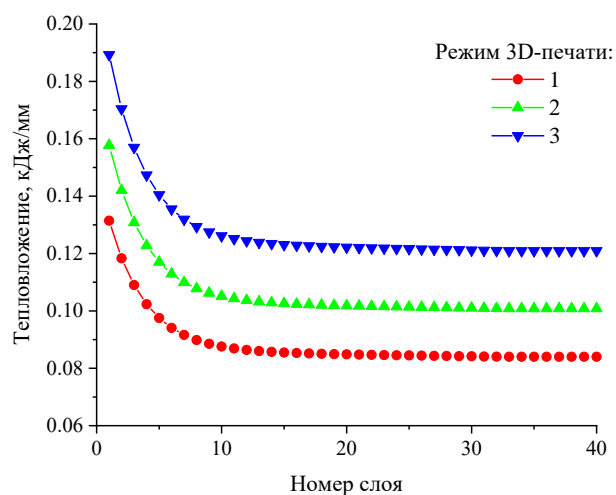


Рис. 1. Экспоненциальное снижение теплового сопротивления при послойной печати методом ЭЛАП тонких стенок из сплава AlSi12 при 3 режимах печати

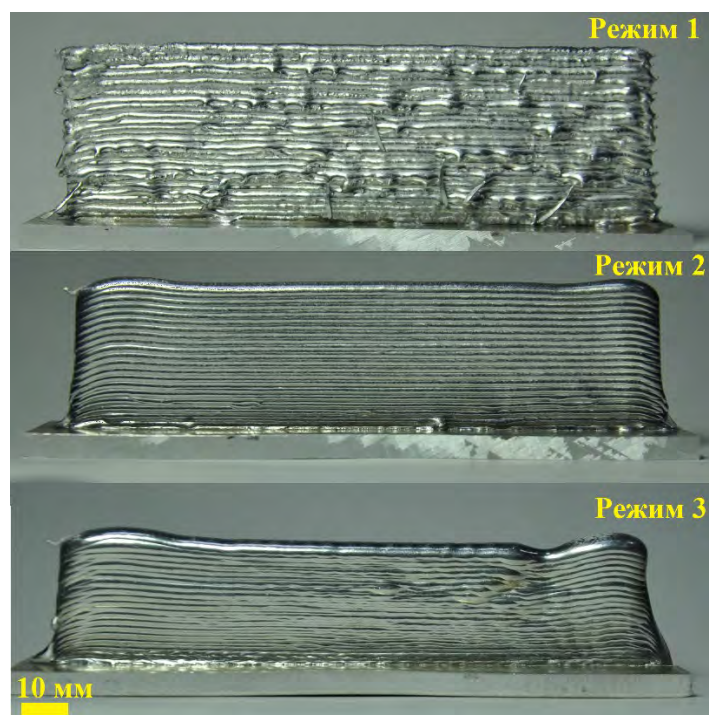


Рис. 2. Внешний вид тонких стенок, напечатанных при трех режимах методом ЭЛАП из сплава AlSi12

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.

1. Review of high-strength aluminium alloys for additive manufacturing by laser powder bed fusion / P. A. Rometsch et al. // *Materials & Design*. – 2022. – Vol. 219. – P. 110779.
2. Recent progress on the additive manufacturing of aluminum alloys and aluminum matrix composites: Microstructure, properties, and applications / Z. Zhu et al. // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. – 2023. – P. 104047.
3. Pollock T. M., Clarke A. J., Babu S. S. Design and tailoring of alloys for additive manufacturing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2020. – Vol. 51. – P. 6000-6019.
4. Controlling the porosity using exponential decay heat input regimes during electron beam wire-feed additive manufacturing of Al-Mg alloy / V. R. Utyaganova et al. // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – Vol. 108. – P. 2823-2838.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ФЛЮИДОСОДЕРЖАЩЕГО ГЕОМАТЕРИАЛА ПРИ ЕГО УСАДКЕ

Одинцев В.Н., Милетенко Н.А., Федоров Е.В.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН им. акад. Н.В.Мельникова, Москва

Усадка материала является одним из физических факторов, влияющих на напряженно-деформированное состояние материала и его разрушение. Усадка флюидосодержащего геоматериала может быть следствием разных природных процессов – осушения, десорбции, разрушения поровой структуры и др. [1-3]. При добыче углеводородов величина усадки флюидосодержащего геоматериала может составлять несколько процентов. В зависимости от природных и техногенных условий она может вызывать как увеличение, так и снижение отдачи флюидов. Поэтому исследования особенностей влияния усадки на добычу углеводородов являются актуальными.

В литературе описаны разные подходы к исследованиям и модели, которые так или иначе включают понятие усадки твердого скелета [3-7]. Нами проведено моделирование влияния усадки в задаче, имеющей практическое приложение для добычи метана из угольных пластов с низкой природной проницаемостью. Новизна модели заключается в учете усадки угольного вещества при десорбции связанного метана. Рассмотрены некоторые вопросы образования трещин-каналов для движения образующегося свободного метана к скважине.

На первом этапе аналитически исследуются закономерности деформирования пласта как сплошной среды с учетом пластической области деформирования и зоны усадки. В условиях осевой симметрии решается упруго-пластическая задача о напряженно-деформированном состоянии горизонтального пласта с пробуренной в нем вертикальной скважиной. При этом полагается, что в части пластической области происходит усадка угля, определяемая всесторонними однородными деформациями величины ε_0 . Усадка ведет к перераспределению напряжений в упругой и пластической областях пласта.

Выявлены закономерности изменения напряженно-деформированного состояния. Установлено, что при усадке угля в несколько процентов окружные σ_θ и радиальные напряжения σ_r даже в условиях сильно сжатой среды могут быть растягивающими и способны порождать трещины отрыва (разрыва пласта) как в радиальном, так и в окружном направлениях. На рис.1 показаны распределения окружных (с буквой *a*) и радиальных (с буквой *c*) напряжений вблизи скважины в безразмерных величинах r/a и σ/P . Здесь r – радиальная координата, a – радиус скважины, P – природные горизонтальные напряжения в пласте. Цифрами 1-5 помечены кривые, соответствующие соотношениям $E\varepsilon_0/\tau_s = 0; 1; 5; 10; 15$, где E – модуль упругости угля, τ_s – предел текучести. Значения координаты r/a , заключенные в скобки, указывают положение границы области усадки, где имеет место скачок напряжений σ_θ . Как следует из рисунка, и окружные, и радиальные напряжения вблизи скважины могут быть отрицательными (растягивающими).

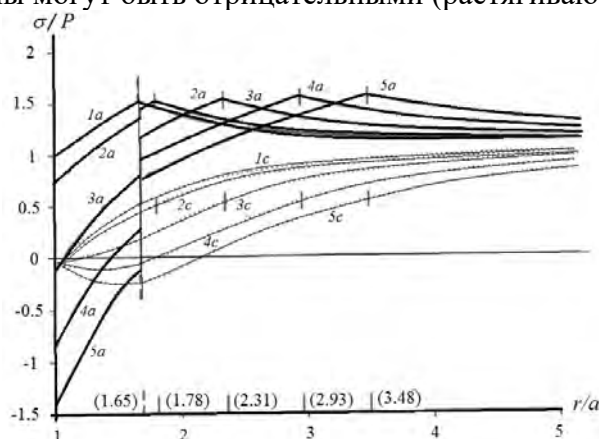


Рис. 1. Распределение окружных и радиальных напряжений вблизи скважины (пояснения в тексте)

Установленные закономерности изменения напряженно-деформированного состояния пласта позволили обосновано подойти к постановке задач второго этапа исследований – расчетам условий развития трещин с помощью МКЭ. Различные численные модели развития трещин при усадке рассматривались, например в [8, 9]. Нами проведено моделирование для двух вариантов горно-геологических условий залегания угольного пласта. В первом случае исследовались условия развития горизонтальных трещин в пласте. Этот случай соответствует условиям жесткого стеснения со стороны налегающего и подстилающего породных пластов, когда модуль упругости вмещающих пород на порядок превышает модуль упругости угля. Во втором случае рассматривалось развитие вертикальных трещин в пласте с учетом действия высоких природных горизонтальных напряжений.

Несмотря на ряд сделанных упрощений некоторые выводы моделирования имеют значение для понимания процесса трещинообразования в угольном пласте при усадке угольного вещества. Прежде всего показано, что магистральные отрывные трещины усадки действительно могут расти вблизи добычной скважины. Образование трещин может происходить по различным сценариям, среди которых особо выделяются два – с малым количеством одиночных трещин и со многими пересекающимися трещинами. Образование малого числа магистральных трещин характерно для однородного и прочного угля. Для угольного пласта низкой прочности с природными поверхностями ослаблений более вероятно раскрытие природных трещин.

Можно сделать заключение о возможном взаимодействии геопроцессов. Из анализа натуральных газопроявлений в угольных пластах следует, что относительно высокая техногенная проницаемость пласта связана с областью его пластического деформирования, в которой активно происходит десорбция связанного метана. Десорбция метана вызывает усадку угольной матрицы. В свою очередь, как следует из наших исследований, усадка угля изменяет напряженно-деформированное состояние пласта, что ведет к расширению области пластического деформирования. Кроме того, усадка может вызвать развитие трещин. Таким образом, при определенных условиях может происходить самоподдерживающийся процесс взаимного влияния разных физических факторов – расширения области пластичности, расширения области десорбции метана и усадки угольной матрицы, а также образования техногенных магистральных трещин-каналов для движения образующегося свободного метана к добычной скважине. Взаимодействием этих факторов можно объяснить наблюдаемое иногда на практике благоприятное масштабное расширение области дегазации пласта и аномальный рост интенсивности выхода метана из угольного пласта по мере добычи метана. Результаты моделирования обосновывают утверждение о важной роли усадки геоматериалов в природно-техногенных геопроцессах.

1. Ceglarska-Stefanska G., Czaplinski A. Correlation between sorption and dilatometric processes in hard coals // *Fuel*. – 1993. – Vol. 72. – P. 413–417.
2. Palmer I., Mansoori J. How permeability depends on stress and pore pressure in coalbeds: A new model // *Geology* – 1998. – P. 539–544. – DOI:10.2118/36737-MS
3. Li Ch., Wang Zh., Shi L., Feng R. Analysis of Analytical Models Developed under the Uniaxial Strain Condition for Predicting Coal Permeability during Primary Depletion. // *Energies*. – 2017. – Vol. 10. – DOI:10.3390/en10111849.
4. Li X., Wen H., Muhunthan B. Modeling the Drying Shrinkage Cracking of Untreated Soils and Cementitiously Stabilized Soils // *Transportation Research Record Journal*. – 2015. – No.2511. – P. 90–101. – DOI: 10.3141/2511-11.6.
5. Одинцев В.Н. Теоретическая оценка влияния скважины на проницаемость газонасыщенного пласта // *ФТПРПИ*. – 2001. – № 6. – С. 25-30.
6. Desorption-induced shear failure of coal seams during gas depletion. / D.N. Espinoza, J.-M. Pereira, M. Vandamme, P. Dangla, S. Vidal-Gilbert // *Int. J. Coal Geology*. – 2014. – 137. – P. 142–151. – DOI:10.1016/j.coal.2014.10.016.
7. Одинцев В.Н. Оценка микротрещинообразования в угле при десорбции метана // *Записки Горного института*. – 2001. – Т. 148-1. – С. 146-150.
8. Amarasiri A.L., Kodikara J.K. Numerical modeling of desiccation cracking using the cohesive crack method // *Int. Journal of Geomechanics*. – 2013. – Vol. 13. – N 3. – P. 213–221. – DOI: –10.1061/(ASCE)GM.1943-5622.0000192.
9. Numerical modelling of desiccation cracking of clayey soil using a cohesive fracture method / T.D. Vo, A. Pouya, S.Hemmati, An.-M.Tang // *Computers and Geotechnics*. – 2017. – Vol. 85. – P. 15-27. – DOI: 10.1016/j.compgeo.2016.12.010.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ

Пажин А.А., Еремин М.О., Мировой Ю.А. Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамические материалы, основанные на карбиде циркония, обладают спектром полезных физико-механических свойств, такие как термическая и коррозионная стойкость [1], высокие прочность и упругие модули [2]. Эти материалы используются в аэрокосмической и ядерной отраслях, где системы тепловой защиты подвержены экстремальным условиям температуры, механических и химических воздействий. Керамика на основе карбида циркония имеет сравнительно низкую пористость и обладает близкими к теоретическим физико-механическими свойствами.

В современном материаловедении одним из перспективных направлений является исследование материалов, которые могут быть использованы в условиях агрессивных химических сред и высоких температур. Такими материалами являются тугоплавкие соединения четвертой группы переходных металлов с добавлением углерода, бора и кремния [3]. Карбид циркония является одним из наиболее перспективных вариантов для использования в ядерной и аэрокосмических отраслях. Тем не менее, его недостаток заключается в имманентной хрупкости материала, ограничивающей круг возможных приложений, обусловленный типом химической связи. Для улучшения определенных физико-механических свойств керамических матриц в современном материаловедении разрабатываются новых композиционные материалы с многофазной структурой.

Одной из методик создания подобных материалов является механизм упрочнения Кука-Гордона, основанный на добавлении второй низко модульной фазы в композит для снижения интегральной хрупкости и увеличения трещиностойкости.

Однако оптимизация физико-механических свойств, полученных композитов, подразумевает большое число экспериментальных исследований, в которых, тем не менее, тяжело выделить влияние отдельных факторов на общее поведение композита, что снижает качество анализа. Применение современных численных методов моделирования процессов деформации и разрушения новых композиционных материалов лишено данных ограничений. Во-первых, такой эксперимент значительно дешевле. Во-вторых, позволяет детально исследовать процесс зарождения и распространения трещин. В-третьих, компьютерный дизайн позволяет находить оптимальные конфигурации структуры материала, обеспечивающие необходимые физико-механические свойства материала или создавать цифровые двойники существующих конфигураций для их дальнейшего анализа.

Таким образом, высокая практическая значимость разработки новых способов упрочнения керамик обеспечивает высокую научную значимость и актуальность разработки математических моделей деформации и разрушения композиционных материалов при различных видах нагружения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

1. The hypersonic environment: Required operating conditions and design challenges / D. M. Van Wie, JR. D. G. Drewry, D. E. King, C. M. Hudson // J. Mater. Sci. – 2004. – Vol. 39. – P. 591-592.
2. George R.F. Nitride and Carbide Coatings for High-Speed Steel Cutting Tools // Tribol. Trans. – 1989. – Vol. 32. – P. 339–345.
3. Physicomechanical properties of ultrahigh temperature heteromodulus ceramics based on group 4 transition metal carbides / Shabalin I. L., Wang Y., Krynkina A. V., O.V. Umnova, V.M. Vishnyakov, L.I. Shabalin, V.K. Churkin // Adv. Appl. Ceram. – 2010. – Vol. 109, № 7. – P. 405–415.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМБИНИРОВАННОГО ПОТОКА ЧАСТИЦ С МЕДНОЙ ПОДЛОЖКОЙ

Парфенова Е.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

На основе ранее разработанной математической модели, представленной в работе [1], рассмотрена начальная стадия поверхностной обработки меди комбинированным потоком частиц Au и Ni. Вследствие изменения состава и появления градиентов температуры и концентраций в поверхностном слое появляются механические напряжения, которые могут оказывать влияние на тепло и массоперенос. Модель построена в рамках обобщенной теории термоупругой диффузии [2] и включает времена релаксации теплового и диффузионных потоков. Релаксационные явления приводят к появлению волновых механизмов переноса тепла и массы, не учитываемых в известных моделях. Эти механизмы находят отражения в обобщенных законах Фурье и Фика. За счет учета второго потока компонента в модели появляется еще одно диффузионное уравнение, связанное с напряжениями, и еще один источник деформаций. В модели предполагается, что возникающие в зоне воздействия механические напряжения – упругие, деформации, скорости и ускорения малы, а внешний комбинированный поток частиц равномерно распределён по обрабатываемой поверхности. Задача решается численно. Для представления производных использовали неявную разностную схему, которая приводила к системе разностных уравнений. И далее применяли метод прогонки.

Распределение элементов в поверхностном слое меди при обработке импульсом длительностью $\tau_{imp} = 2.5$ представлено на рис. 1. Видно, что профили концентраций для момента времени 1.6 напоминают классические диффузионные, но область с изменившимся составом остается четко ограниченной глубиной прохождения волн. Далее наблюдается формирование экстремумов (рис. 1 б-г), это связано с волновыми явлениями и взаимодействием процессов различной физической природы. На механической волне также наблюдается максимум вблизи левой границы, это связано с распределением примеси в этой области.

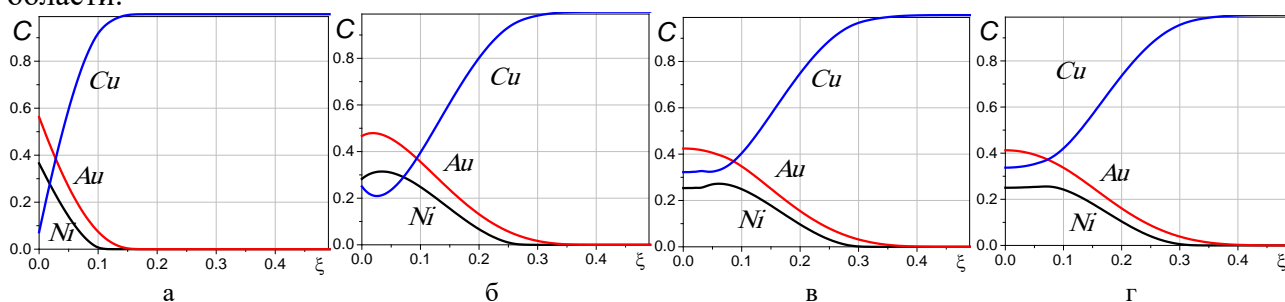


Рис. 1. Распределение элементов в поверхностном слое Cu в разные моменты времени τ : 1,6 (а); 2,5 (б); 3,0 (в); 4,2 (г). Время действия импульса $\tau_{imp} = 2.5$

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0003.

1. Parfenova E.S., Knyazeva A.G. The chemical interaction charged particles with target material under surface treatment of metal with particle beam // Z. Angew. Math. Mech. – 2022. – Vol.102. e202200083. – DOI:10.1002/zamm.202200083.
2. Nowacki W. Dynamical problems of thermodiffusion in elastic solids // Proc. Vib. Probl. – 1974. – Vol.15. – P. 105–128.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ПОШАГОВОГО ЗАПОЛНЕНИЯ ДЛЯ ГЕНЕРАЦИИ СТРУКТУР СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Писарев М., Емельянова Е.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метод пошагового заполнения [1, 2] позволяет генерировать трёхмерные поликристаллические структуры на сетках с заданным разрешением на основе данных о размере и геометрии зёрен, полученных с помощью EBSD анализа. В общем случае в ходе метода пошагового заполнения на заданной расчётной области распределяется набор зародышей в соответствии с определёнными законами. Процедура генерации сводится к пошаговому приращению объёма, окружающего каждый зародыш, в соответствии с аналитически заданными законами роста. Таким образом, основными параметрами, определяющими особенности морфологии конечной структуры, являются распределение зародышей и заданные законы их роста.

В данной работе обсуждается использование метода пошагового заполнения для генерации структур алюминиевых сплавов, изготовленных методом селективного лазерного плавления. Для таких сплавов характерно образование полукруглых ванн расплава материала [3–6]. По периметру этих ванн в условиях быстрой кристаллизации образуется большое количество зародышей. Образующиеся вдоль границы расплава в результате высокого теплоотвода мелкие равноосные зёрна имеют случайную ориентацию. В тоже время в центральной части ванны расплава образуются столбчатые зёрна, растущие перпендикулярно границе ванны по направлению к центру, что связано с высокой температурой. Эти процессы были учтены при моделировании аддитивных структур.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.

1. Romanova V., Balokhonov R. A Method of step-by-step packing and its application in generating 3d microstructures of polycrystalline and composite materials // Eng. Comput. – 2021. – Vol. 37. – P. 241–250. – DOI: 10.1007/s00366-019-00820-2.
2. A Numerical Study of the Contribution of Different Slip Systems to the Deformation Response of Polycrystalline Titanium / E.S. Emelianova, V.A. Romanova, R.R. Balokhonov, M. Pisarev, O.S. Zinovieva // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24, is. 2. – P. 166–177. – DOI: 10.1134/S1029959921020065.
3. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001
4. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting / J. Suryawanshi, K.G. Prashanth, S. Scudino, J. Eckert, O. Prakash, U. Ramamurty // Acta Mater. – 2016. – Vol. 115. – P. 285–294.
5. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, J. V. Humbeeck // Acta Mater. – 2013. – Vol. 61, is. 6. – P. 1809–1900. – DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.
6. Columnar to equiaxed transition during direct metal laser sintering of AlSi10Mg alloy: Effect of building direction / A. Hadadzadeh, B. S. Amirkhiz, J. Li, M. Mohammadi // Additive Manuf. – 2018. – Vol. 23. – P. 121–131. – DOI: 10.1016/j.addma.2018.08.001.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕНТНОГО СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ ПОРОШКОВ Al-CuO НА СОСТАВ КОМПОЗИТА, ПОЛУЧАЕМОГО В УСЛОВИЯХ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ

^{1,2}Повернов С.Е., ¹Коростелева Е.Н., ¹Князева А.Г.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский томский государственный университет, Томск

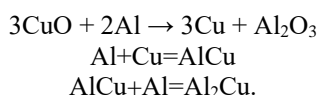
При синтезе композита с участием жидкой фазы, важной целью, при выборе компонентов, их процентных соотношений и режимов спекания, является определение причин объемных и структурных изменений для того, чтобы иметь возможность контролировать процесс образования композита. В настоящей работе для исследования выбрана система Al-CuO.

Система алюминий-оксид меди достаточно популярна, имеется достаточно большое количество работ, посвященных ее изучению. Однако данных о возможных режимах спекания для этой системы, наоборот, не так много.

В настоящей работе теоретически и экспериментально изучаются закономерности фазообразования в смеси порошков Al и CuO в условиях регулируемого нагрева. Все исследование строится на данных, полученных в ходе предварительного эксперимента, и известных литературных данных о поведении системы в разных условиях.

В соответствии с литературными данными, в системе возможны реакции восстановления меди алюминием и реакции образования интерметаллидов. Первым из исходных порошков плавится алюминий. Однако в предварительных экспериментах замечено, что при температуре 650 °C заметных объемных изменений нет. При повышении температуры должны начинаться некоторые диффузионно-контролируемые процессы, которые могут привести к изменению объема. При повышении температуры спекания, при тех же процентных соотношениях компонентов, образец полностью расплавился. По этой причине при построении математической модели обсуждается изменение состава в широком температурном интервале с увеличением количества алюминия в исходной системе Al-CuO.

Математическая модель процесса включает уравнение баланса тепла, уравнения кинетики и учитывает плавление. Предполагается, что химические преобразования в системе можно описать с помощью упрощенной реакционной схемы



Плавление в смеси порошков мы описываем с помощью введения интервала температур плавления и доли жидкой фазы, которая влияет на скорость реакций.

При экспериментальном исследовании была замечена проблема плохой смачиваемости оксида меди расплавом алюминия, которая может повлиять на кинетику фазообразования. Для изучения этого явления рассмотрена отдельная диффузионно-кинетическая задача с неидеальным контактом между расплавом и твердой частицей.

Обе задачи решаются численно.

Работа выполнена при поддержке РНФ, проект 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X15H5D2T ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ УПРУГОМ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

^{1,2}Поволоцкая А.М., ¹Мушников А.Н.

¹ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург

²ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

В современном машиностроении при изготовлении ответственных деталей машин и изделий широко используют мартенситно-стареющие стали, особенностями которых являются их высокие прочность при достаточной пластичности и коррозионная стойкость, а также низкая склонность к хрупкому разрушению [1]. В процессе эксплуатации изделия из мартенситно-стареющих сталей подвергаются статическим и динамическим знакопеременным нагрузкам, и создание магнитных методов контроля упругих деформаций, возникающих в процессе эксплуатации изделий из таких материалов, остается актуальной задачей.

Известен ряд работ [2-6], в которых описано поведение магнитных параметров мартенситно-стареющих сталей при деформации. Однако в данных работах не рассматривается вопрос о влиянии предыстории нагрузки на поведение магнитных характеристик материала, при том что данный аспект имеет большое значение для практического применения магнитных методов контроля.

В работах [7-9] представлены экспериментальные результаты, подтверждающие факт существенного влияния предыстории нагружения на характер изменения магнитных параметров в условиях последующего упругого деформирования, но в указанных литературных источниках исследования ограничивались изучением лишь низколегированных конструкционных сталей ферритного класса. В связи с этим, представляет интерес исследование, аналогичное проведенным в [7-9], но применительно к стали, основной ферромагнитной фазой в которой является мартенсит.

Настоящая работа направлена на изучение влияния предварительного пластического деформирования растяжением на различные степени на закономерности изменения комплекса магнитных характеристик сложнолегированной стали 08X15H5D2T в условиях последующего упругого одноосного растяжения с целью определения параметров, применимых для оценки эксплуатационных напряжений в элементах конструкций из мартенситно-стареющей стали 08X15H5D2T.

Объектом исследования служили плоские образцы из стали 08X15H5D2T. Исходное сечение образцов составляло 6.9 x 5.6 мм. Механические испытания, проведенные на универсальной испытательной машине Tinius Olsen Super L60 в соответствии с ГОСТ 1497-84, показали, что для исследуемого материала предел пропорциональности составлял 760 МПа, условный предел текучести $\sigma_{0.2} = 850$ МПа. Образцы предварительно пластически деформировали одноосным растяжением до значений пластической деформации (ϵ) 1; 2; 5 и 7,5 %. Затем пластически деформированные образцы подвергали упругому одноосному растяжению с одновременным измерением их магнитных характеристик.

Показано, что предварительная пластическая деформация накладывает свой отпечаток на закономерности изменения магнитных параметров стали 08X15H5D2T при ее последующем упругом деформировании. При этом влияние предыстории на особенности изменения магнитных характеристик данной стали под действием приложенных нагрузок в силу высокого легирования исследуемого материала носит иной характер по сравнению с конструкционными низколегированными сталями ферритного класса.

Установлено, что такие магнитные характеристики, как коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость и остаточная индукция предварительно пластически деформированной растяжением на различные степени стали 08X15H5D2T при последующем упругом деформировании изменяются однозначно во всем диапазоне приложенных растягивающих напряжений.

Исследования полевых зависимостей дифференциальной магнитной проницаемости для образцов, предварительно деформированных растяжением до различных уровней пластической деформации, под действием растягивающей нагрузки различной величины показали, что по мере ее роста величины максимума дифференциальной магнитной проницаемости увеличивается монотонно, при этом напряженность магнитного поля, при которых формируются данные максимумы, смещается в сторону более слабых полей.

Анализ поведения полевых зависимостей магнитострикции показал, что для всех образцов с увеличением приложенных растягивающих напряжений уменьшается площадь положительного участка магнитострикции и величина ее максимума. При этом магнитострикция в отличие от низколегированных сталей остается положительной во всем исследуемом интервале растягивающих напряжений. Такое поведение полевых зависимостей магнитострикции для образцов, деформированных растяжением до различных уровней пластической деформации, при последующей растягивающей нагрузке различной величины соотносится с поведением гистерезисных параметров для тех же образцов под действием тех же нагрузок. Вследствие отсутствия смены знака магнитострикции деформационные зависимости исследованных гистерезисных характеристик предварительно пластически деформированных образцов носят монотонный характер.

Полученные в работе зависимости магнитных характеристик исследованной стали от величины растягивающей нагрузки могут быть использованы при разработке методик оценки действующих напряжений изделий из стали 08X15H5D2T.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН и ИФМ УрО РАН, проекты № АААА-А18-118020790148-1 и «Диагностика», № 122021000030-1. При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН.

1. Перкас М.Д., Кардонский В.М. Высокопрочные мартенситно-стареющие стали. – М.: Металлургия, 1970. – 224 с.
2. Особенности деформационного поведения магнитных характеристик мартенситно-стареющей стали с различной степенью дисперсионного твердения / Э.С. Горкунов, С.Ю. Митропольская, С.М. Задворкин, А.Л. Осинцева, Д.И. Вичужанин // Дефектоскопия. – 2007. – № 9. – С. 3–14.
3. Markfeld A., Rosen A. The effect of reverted austenite on the plastic deformation of maraging steel // Mater. Sci. Eng. – 1980. – Vol. 46. – P. 151–157.
4. Magnetic properties of maraging steel in relation to deformation and structural phase transformations / M. Ahmed, I. Ali, S.K. Hasnain, F.N. Hashmi, A.Q. Khan // Acta metal. mater. – 1994. – Vol. 42. – No. 3. – P. 631–638.
5. Магнитные свойства мартенситно-стареющей стали ВНС-2УШ, подвергнутой пластической деформации / А.Н. Сташков, В.М. Сомова, Е.Ю. Сажина, Л.А. Сташкова, В.С. Ногин, А.П. Ничипурук // Дефектоскопия. – 2013. – № 12. – С. 41–52.
6. Магнитная и акустическая методики определения изменения фазового состава и динамики разрушения пластически деформированной бескобальтовой мартенситно-стареющей стали / А.Н. Сташков, В.М. Сомова, Ю.В. Корх, М.С. Огнева, Л.А. Сташкова, Е.Ю. Сажина // Дефектоскопия. – 2015. – № 7. – С. 54–68.
7. Поволоцкая А.М., Мушников А.Н. Особенности поведения магнитных характеристик при упругом деформировании корпусной стали 20ГН с различным исходным напряженно-деформированным состоянием // Дефектоскопия. – 2022. – Т. 58. – № 11. – С. 32–42. – DOI:10.31857/S0130308222110045.
8. The Effect of Cyclic Preloading on the Magnetic Behavior of the Hot-Rolled 08G2B Steel Under Elastic Uniaxial Tension / E.S. Gorkunov, A.M. Povolotskaya, S.M. Zadvorkin, E.A. Putilova, A.N. Mushnikov // Research in Nondestructive Evaluation. – 2021. – Vol. 32. – No. 6. – P. 276–294. – DOI:10.1080/09349847.2021.2002487.
9. Сравнительный анализ поведения магнитных характеристик пластически деформированного металла различных зон сварной трубы при упругой деформации / Э.С. Горкунов, А.М. Поволоцкая, С.М. Задворкин, Е.А. Путилова // Дефектоскопия. – 2017. – № 9. – С. 26–34.

ИСКУССТВЕННАЯ НЕЙРОННАЯ СЕТЬ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ МАТЕРИАЛА ПО ПРОФИЛЮ СКОРОСТИ ТЫЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ

Погорелко В.В., Майер А.Е., Фомин Е.В., Федоров Е.В.

Челябинский государственный университет, Челябинск

Анализ профиля скорости тыльной поверхности в экспериментах по высокоскоростному соударению пластин является одним из широко применяемых методов определения свойств вещества. Такой метод позволяет определить сдвиговую и откольную прочности материала, зависящие от скорости деформации, температуры и структуры материала. Для моделирования таких экспериментов активно применяются феноменологические модели, в которые входят ряд параметров, зависящих от условий нагружения, типа и структуры материала, подбор которых представляет собой непростую трудоемкую задачу. Искусственные нейронные сети хорошо себя зарекомендовали в механике материалов при построении аппроксимаций сложных зависимостей и определении трендов. В работе [1] мы обучили искусственную нейронную сеть определять профиль скорости тыльной поверхности по параметрам удара и параметрам модели материала вещества. Обученная нейронная сеть была использована как быстрый эмулятор модели высокоскоростного соударения пластин. Применение алгоритма Байеса для калибровки модели и искусственной нейронной сети в качестве эмулятора позволили решить обратную задачу определения параметров модели материала по профилю скорости тыльной поверхности. В данной работе мы обучили искусственную нейронную сеть непосредственно решать обратную задачу, определять параметры модели материала по параметрам удара и профилю скорости тыльной поверхности.

Для модельных расчетов высокоскоростного соударения пластин использована континуальная модель динамики вещества, основанная на уравнениях движения и непрерывности сплошной среды. Для определения связи напряжений и деформаций использован закон Гука и уравнение для пластической деформации на основе модели Максвелла с учетом предела текучести и времени релаксации напряжений. Данная модель реализована в одномерном плоском случае. Проведена серия расчетов высокоскоростного соударения пластин для определения влияния параметров модели (упругие модули, статический предел текучести и характерное время релаксации) и параметров соударения (толщина пластин, скорость соударения) на профиль скорости тыльной поверхности. Результаты расчетов использованы для построения и обучения нейронной сети. Для этого на профиле скорости тыльной поверхности выделены реперные точки, распределенные в арифметической прогрессии и отражающие характерные особенности профиля скорости (упругий предвестник, площадка текучести, высота и ширина ударной волны), и определены функциональные зависимости этих реперных точек профиля скорости от параметров модели вещества. Эти данные использованы в качестве входных (параметры удара и значения реперных точек профиля скорости тыльной поверхности) и выходных (параметры модели материала) векторов для нейронной сети при обучении. Обучение нейронной сети подразумевает минимизацию ошибки, путем подбора параметров сигналов нейронов, между значениями рассчитанного выходного вектора и заданного выходного вектора.

Обученная нейронная сеть была использована для определения параметров модели вещества по экспериментальным профилям скорости тыльной поверхности для меди [2] и алюминия [3] при разных скоростях удара и температурах.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-00827, <https://rscf.ru/project/22-21-00827/>.

1. Эмуляция высокоскоростного соударения пластин с помощью искусственной нейронной сети / В.В. Погорелко, А.Е. Майер, Е.В. Фомин, Е.В. Федоров // Челяб. физ.-матем. журн. – 2023. – № 8:1. – С. 129–139. – DOI:10.47475/2500-0101-2023-18112.

2. Effects of temperature and strain on the resistance to high-rate deformation of copper in shock waves / G.I. Kanel, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov // J. Appl. Phys. – 2020. – Vol. 128. – P. 115901. – DOI:10.1063/5.0021212.
3. Effects of temperature on the flow stress of aluminum in shock waves and rarefaction waves / G.I. Kanel, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov // J. Appl. Phys. – 2020. – Vol. 127. – P. 035901. – DOI: 10.1063/1.5130703.

ВОПРОСЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТА В ПРЯМОЙ ФИЗИЧЕСКИ-ОРИЕНТИРОВАННОЙ КОНСТИТУТИВНОЙ МОДЕЛИ

Подседерцев А.Н., Макаревич Е.С., Трусов П.В., Кондратьев Н.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Актуальной задачей современного производства является создание материалов, обеспечивающих высокие эксплуатационные характеристики изделий из них. Известно, что физико-механические свойства на макроуровне определяются микроструктурой материала. В процессах термомеханической обработки одним из механизмов, наиболее значительно изменяющих микроструктуру, является мартенситное превращение. Мартенсит обладает повышенным пределом прочности и пластичности, по сравнению с аустенитной фазой, что позволяет при определенных условиях термомеханической обработки получать детали и конструкции с повышенными эксплуатационными характеристиками. Микроструктура поликристаллических материалов, содержащих мартенситную фазу, представляет собой уникальный естественный композит. Следовательно, актуальной проблемой является разработка моделей для исследования мартенситных превращений в поликристаллических металлах и сплавах при термомеханической обработке.

В большинстве существующих работ для описания эволюции структуры материала при мартенситном превращении используются смесевые модели, в которых авторы оперируют эволюцией объемных долей фаз в представительном объеме материала. Однако мартенсит образует сложные структуры на различных масштабных уровнях, что может приводить к различному отклику материала в процессе обработки и эксплуатации [1]. Описание образования структур мартенсита не представляется возможным при использовании смесового подхода. Отличительной особенностью данного исследования является прямое описание процесса изменения микроструктуры материала с возможностью непосредственного анализа формирования структур мартенсита в ходе термомеханической обработки. Этот подход отличается от традиционных способов моделирования и предоставляет более адекватное описание процессов изменения структуры материалов на мезо- и микроуровнях. Разрабатывается прямая упруговязкопластическая физическая модель неупругого деформирования с учетом мартенситных переходов. В качестве базовой используется многоуровневая конститутивная модель материала [2]. Основным определяющим соотношением является упругий закон в скоростной релаксационной постановке. Скорость пластической деформации определяется суммой скоростей сдвигов на системах скольжения, определяемых вязкопластическим степенным законом. В начальный момент времени весь исходный материал считается однофазным. В результате приложенной нагрузки и температурного воздействия может образовываться мартенсит, если для него в некоторый фиксированный момент процесса выполняется критерий фазового превращения.

Один из ключевых вопросов, связанных с решением поставленной задачи, заключается в выборе критерия мартенситной трансформации. Был проведен детальный обзор и анализ существующих критериев фазовых превращений с целью оценки их применимости к описанию мартенситного перехода в рамках разрабатываемой модели. На основании проведенных исследований предложен вид критерия мартенситного перехода. В данной работе обсуждается возможность применения и модификация выбранного критерия для формирования структуры мартенсита при термомеханических воздействиях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Schwabe S. Building hierarchical martensite/ Schwabe S., Niemann R., Backen A., Wolf D., Damm C., Walter T., Seiner H., Heczko O., Nielsch K., Fähler S. // Adv. Funct. Mater. – 2021. – Vol. 31 (7). – 2005715.

DOI:10.1002/adfm.202005715.

2. Трусов П. В., Швейкин А. И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ПЛАСТИН ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРУЗКАХ

Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одним из наиболее востребованных элементов, во многих технологических процессах, является фтор. Это необходимый компонент в технологии разделения изотопов урана, при изготовлении ракетного топлива, для получения фторидов металлов и многое другое. В промышленных масштабах фтор получают путем электролиза расплавов кислых фторидов калия. Для обеспечения нормальных условий функционирования технологической линии по производству фтора необходимо соблюдать непрерывный режим работы электролизеров. Слабым местом в конструкции среднетемпературного электролизера традиционно считается коксовый (угольный) анод, на поверхности которого и образуется газообразный фтор. Имеется несколько причин, приводящих к уменьшению срока работы коксового анода. Наиболее существенными из них можно считать, так называемый, анодный эффект, когда наблюдается одновременный рост напряжения на электролизере и уменьшение силы тока, и тепловой эффект, при котором под действием высоких температур, более 100 °С, происходит разное реагирование на тепловое воздействие конструктивных элементов анодного блока, состоящих из различных материалов. Такие эффекты, с высокой степенью вероятности, могут приводить к разрушению анода и выводу электролизера из эксплуатации. В современном электрохимическом производстве фтора в качестве материала анодов используются пластины коксовые обожженные, изготавливаемые на основе нефтяного пиролизного кокса и каменноугольного пека. Технология их производства включает приготовление шихты, формование, два обжига с промежуточной пропиткой пеком.

В данной работе представлены результаты численного исследования напряженно-деформированного состояния анодного блока, содержащего конструктивные элементы из различных материалов (медные стержни и магниевые цилиндры, коксовые пластины), при циклической температурной нагрузке и влияние распределения пористости в коксовой пластине на ее разрушение. На рис. 1 представлена расчетная модель анода в сечении XOZ , которая полностью соответствует реальной конструкции. Моделирование проводится в трехмерной постановке в рамках феноменологического подхода механики деформируемого твердого тела.

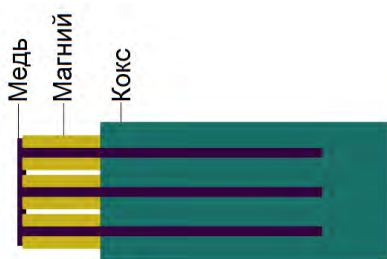


Рис. 1. Расчетная модель, сечение XOZ

Поведение металлических материалов (медные стержни и магниевые цилиндры) описывается упругопластической моделью. Для описания возможного разрушения меди и магния предлагается использовать предельную величину пластической деформации. Поведение кокса описывается упруго-хрупкой средой. Особенностью таких материалов, как кокс, является существенное различие в прочности при сжатии и растяжении. Прочность при растяжении для подобных материалов существенно меньше. Для описания разрушения кокса используется тензорно-полиномиальный критерий второй степени Хоффмана, учитывающий разномодульность прочностных характеристик кокса.

Исследовано влияние скорости нагрева и охлаждения медных токопроводящих стержней при циклической температурной на разрушение коксовой пластины.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

РАЗРУШЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМ УДАРНИКОМ И ЧАСТИЦАМИ ЛЬДА

¹Радченко А.В., ¹Радченко П.А., ¹Батуев С.П., ²Мельников А.Ю.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Новосибирск*

Современные материалы, используемые в авиационной и ракетно-космической отрасли, зачастую представляют собой композитный материал на основе угле- и органопластика. Конструкции, выполненные из таких материалов, являются тонкостенными и высоконагруженными. При эксплуатации конструкций из композитных материалов они могут подвергаться локальным ударным нагрузкам, вследствие чего могут образовываться различные дефекты: расслоения, разрывы волокон, сквозные пробития. Повреждения в месте удара могут быть почти незаметными под слоем краски или лака и приводить к резкому снижению прочностных характеристик. Сквозные (баллистические) повреждения могут разрушить высоконагруженную крупногабаритную конструкцию, если она обладает недостаточной конструкционной прочностью и трещиностойкостью.

Для проверки адекватности математической модели проведены согласованные экспериментальные и численные исследования разрушения пластин из угле- и органопластиков при взаимодействии со сферическим стальным ударником в диапазоне скоростей 70–200 м/с. Экспериментальные исследования проводились на лабораторной баллистической установке (БУ). Установка представляет собой одноступенчатую газовую пушку, которая позволяет метать ударники массой до 70 г со скоростями до 200 м/с. В качестве ударников использовались стальные шары диаметром 14,3 мм и массой 11,9 г. Скорость полета, отскока и скорость ударника после побития замерялась посредством видеофиксации высокоскоростной камерой Phantom v310m.

Численное моделирование проводится методом конечных элементов реализованном в авторском программном комплексе EFES. Поведение стального ударника описывается упругопластической средой. Для описания поведения композитного материала преграды предлагается модель ортотропного упруго-хрупкого материала с учетом разномодульности прочностных свойств. Для описания разрушения композита используются тензорно-полиномиальные и деформационные критерии разрушения. Сравнение экспериментальных данных и результатов численного моделирования показало их хорошее согласие.

С использованием оттестированных моделей рассмотрено взаимодействие частиц льда и с ортотропной композитной пластиной в диапазоне скоростей удара 100–300 м/с в нормаль и под углом. Поведение льда описывается упруго-хрупкой средой с учетом различной прочности при растяжении и сжатии. Исследована динамика развития разрушений в композитной пластине при ударе по ней одиночной частицы и группы частиц.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-00407, <https://rscf.ru/project/22-21-00407>.

РЕАЛИЗАЦИЯ НЕОТРАЖАЮЩИХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ В ПРОГРАММНОМ КОМПЛЕКСЕ EFES ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ВОЛН В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ

Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Решение задач вычислительной механики сплошной среды зачастую требует использования неотражающих граничных условий, имитирующих бесконечное пространство за пределами расчетной области. Введение неотражающих граничных условий особенно актуально для задач со свободной поверхностью. Необходимость использования неотражающих граничных условий обусловлена сокращением вычислительных затрат при решении пространственных динамических задач, в которых волновые процессы играют определяющую роль: высокоскоростное взаимодействие деформируемых твердых тел, импульсное воздействие и т.п.

Для одномерных задач неотражающие условия могут быть сформулированы точно (в дифференциальном виде), и проблема заключается только в их корректной разностной аппроксимации. В случае решения двумерных и трехмерных динамических задач невозможно точно построить неотражающие условия – применяемые условия уже на дифференциальном уровне носят приближенный характер. Это приводит к тому, что при численных расчетах возмущения, дошедшие до искусственных границ, с течением времени частично отражаются от них, искажая при этом решение внутри области. Таким образом, конечные размеры расчетной области всегда ограничивают решения поставленной задачи, и поэтому одним из основных критериев при построении условий неотражения является более точное описание решения на длительном интервале времени в выделенной области интегрирования.

В работе рассматривается задача распространения волн в твердом теле. Задача решается полностью в трехмерной постановке методом конечных элементов. Реализовано граничное условие неотражения волн от свободной поверхности исследуемого тела. Исследуется эффективность поглощения энергии демпферным пограничным слоем. Приводятся результаты расчетов реальных задач высокоскоростного внедрения ударника в преграду. Показано влияния отражения волновых процессов на поведение преграды. Алгоритм реализован с учетом параллельных вычислений и адаптирован под многоядерные платформы. В работе оценивается эффективность распараллеливания программного кода с учетом количества задействованных вычислительных потоков. Численное моделирование проводится на неупорядоченных конечноэлементных сетках. В качестве конечных элементов используются тетраэдры. Исследовано влияние шага сетки на сходимость решения при прохождении волн через границу преграды.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-20091, <https://rscf.ru/project/22-21-20091/> и средств Администрации Томской области.

МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ТЕСТ ТЕЙЛОРА С ПРОФИЛИРОВАННЫМИ МЕДНЫМИ ЦИЛИНДРАМИ: ЭКСПЕРИМЕНТ, МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ И ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ПЛАСТИЧНОСТИ НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И МОЛЕКУЛЯРНО – ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ

Родионов Е.С., Погорелко В.В., Лупанов В.Г., Майер П.Н., Майер А.Е.

Челябинский Государственный Университет, Челябинск

Параметризация моделей пластичности является актуальной задачей. Ее решение «вручную» может давать далеко не оптимальные значения параметров модели и приводить к ошибкам в численном моделировании практически важных задач. При выборе динамических экспериментов для параметризации моделей желательно учитывать различную форму ударников, что существенно усложняет процесс подбора коэффициентов модели. Это побуждает к автоматизации процесса параметризации модели пластичности. Разработан комбинированный экспериментально-численный подход для определения параметров модели, в том числе с использованием результатов молекулярной динамики (МД), и исследования динамической пластичности металлов. Подход продемонстрирован на примере меди.

В экспериментальной части предложены профилированные образцы, форма которых позволяет достигать больших пластических деформаций со скоростями деформации до 10^5 с^{-1} при скоростях удара менее 130 м/с. Цилиндр диаметром 8 мм и длиной в 40 мм был вырезан из медного холоднотянутого прутка бескислородной меди М1 и обточен в головной части для получения трех различных форм: 1) уменьшенный цилиндр диаметром 3 мм и длиной 10 мм; 2) уменьшенный цилиндр диаметром 4 мм; 3) усеченный конус диаметром в вершине 2 мм и длиной 20 мм. Результаты экспериментов показаны на рисунке 1.

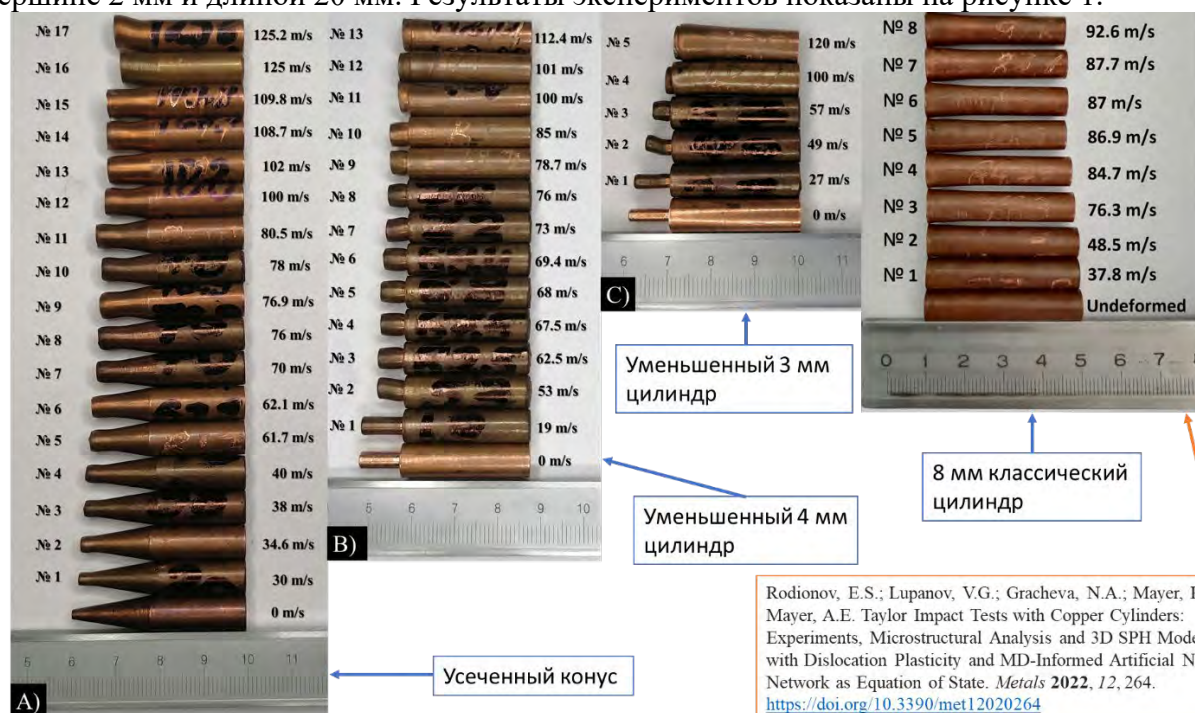


Рис.1. Результаты экспериментов по соударению профилированных и классических цилиндров с жесткой преградой

В численной части модель дислокационной пластичности реализована в трехмерном случае с использованием численной схемы гидродинамики сглаженных частиц (SPH) [1]. Ранее эта модель была проверена для задачи о структуре ударной волны при соударении пластин [2]. Мы применяем байесовский статистический метод в сочетании с обученной искусственной нейронной сетью в качестве эмулятора SPH и результатами МД для

оптимизации параметров модели дислокационной пластичности.

В МД исследуется соударение профилированных цилиндрических образцов, подобных экспериментальным; длина образцов составляет 200 нм, система содержит порядка 20 млн. атомов меди. Результаты МД моделирования показаны на рисунке 2.

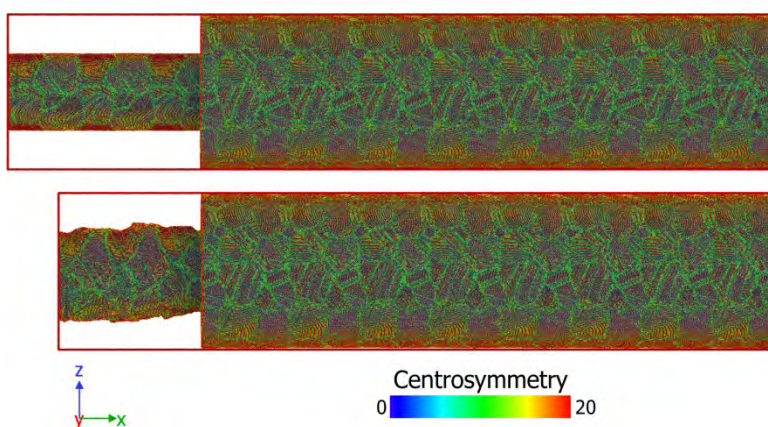


Рис. 2. МД моделирования соударения профилированного цилиндра (нанокристаллическая медь) с жесткой стенкой со скоростью 100 м/с: начальная и конечная форма образца

Данные МД позволяют более точно определять параметры, влияющие на механические свойства испытуемого материала в течение короткого периода времени. Применение в качестве обучающих данных результатов экспериментов и МД позволяет точно подобрать параметры модели для описания свойств материала.

Работа выполнена за счет Российского научного фонда (проект № 20-11-20153, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>).

1. Taylor impact tests with copper cylinders: Experiments, microstructural analysis and 3D SPH modeling with dislocation plasticity and MD-informed artificial neural network as equation of state / E.S. Rodionov, V.G. Lupanov, N.A. Gracheva, P.N. Mayer, A.E. Mayer // *Metals*. – 2022. – Vol, 12. – 264. – DOI:10.3390/met12020264.
2. Modeling of plasticity and fracture of metals at shock loading / A.E. Mayer, K.V. Khishchenko, P.R. Levashov, P.N. Mayer // *J. Appl. Phys.* – 2013. – Vol. 113(19). – P. 93508. – DOI:10.1063/1.4805713.

МОДИФИЦИРОВАННАЯ ДВУХУРОВНЕВАЯ СТАТИСТИЧЕСКАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ: ОПИСАНИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ

Романов К.А., Швейкин А.И., Тусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

При изготовлении деталей из металлов и сплавов применяются различные технологические процессы термомеханической обработки (ТМО). В ходе процессов ТМО можно управлять микроструктурой материала и, следовательно, получать изделия с улучшенными эксплуатационными свойствами (функциональные материалы-конструкции). Одним из основных классов процессов ТМО для получения таких материалов являются методы интенсивной пластической деформации, в ходе которых происходит значительное изменение зеренной структуры металлов и сплавов за счет эволюции дефектной субструктуры, в частности, равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под давлением. Известно, что при температурах ниже $0.5T_h$ (T_h – гомологическая температура) в таких процессах преимущественно происходит измельчение зерен за счет механического воздействия на материал (процессы рекристаллизации незначительны). Важность корректного учета измельчения при моделировании обусловлена существенным влиянием размера зерна на предел текучести (в частности, реализация закона Холла-Петча) [1, 2].

Для описания процессов термомеханической обработки перспективным подходом является создание многоуровневых конститутивных моделей (КМ) на основе физических теорий пластичности (ФТП) [3], в рамках которых имеется возможность явным образом описывать изменение структуры материала и взаимодействующие механизмы деформирования на различных масштабных уровнях. Наиболее эффективными с вычислительной точки зрения являются статистические КМ ФТП.

В работе в качестве базовой используется двухуровневая статистическая КМ ФТП ГЦК-поликристалла, учитывающая в качестве механизмов деформирования внутризеренное скольжение краевых дислокаций и ротации решетки кристаллитов [3]. Основной целью исследования было включение модели измельчения в базовую КМ. Для описания начальной стадии процесса измельчения использовалась простая физическая феноменологическая модель ЕТМВ (Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet) [4, 5], учитывающая эволюцию среднего размера ячейки при деформировании в предположении, что ячеистая структура уже сформирована. В работе также были реализованы модификации соотношений оригинальной модели ЕТМВ для более четкого физического описания процесса измельчения, в частности, использованы уточненные соотношения для описания процесса аннигиляции в стенках и внутренностях ячеек [6], а также связи среднего размера ячейки с плотностью дислокаций [7].

В работе реализовано совместное применение КМ ФТП и модели ЕТМВ для описания измельчения зеренной структуры меди при РКУП. Наблюдается удовлетворительное соответствие экспериментальным данным получаемых в модели текстур [8], пределов текучести на растяжение, плотностей дислокаций во внутренностях и среднего размера ячеек [9] после различного числа проходов РКУП. Предложено усовершенствование используемой модели для более детального статистического описания процесса измельчения с явным рассмотрением распределения размеров ячеек и их разворотов вплоть до перехода в субзерна.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.

3. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.

4. A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation / Estrin Y., Toth L.S., Molinari A., Brechet Y. // *Acta Mater.* – 1998. – Vol. 46, № 15. – P. 5509–5522. – DOI:10.1016/S1359-6454(98)00196-7.

5. Toth L.S., Molinari A., Estrin Y. Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model // *J. Eng. Mater. Technol.* – 2002. – Vol. 124. – P. 71–77. – DOI:10.1115/1.1421350.

6. Parvin H., Kazeminezhad M. Development a dislocation density based model considering the effect of stacking fault energy: Severe plastic deformation // *Comput. Mater. Sci.* – 2014. – Vol. 95. – P. 250–255. – DOI:10.1016/j.commatsci.2014.07.027.

7. Rezaee-Bazzaz A., Ahmadian S., Reihani H. Modeling of microstructure and mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by accumulative roll-bonding // *Mater. Des.* – 2011. – Vol. 32. – P. 4580–4585. – DOI:10.1016/j.matdes.2011.04.011.

8. Beyerlein I.J., Tóth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion // *Prog. Mater Sci.* – 2009. – Vol. 54. – P. 427–510. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.

9. Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1–16 passes / Dalla Torre F., Lapovok R., Sandlin J., Thomson P.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. // *Acta Mater.* – 2004. – Vol. 52. – P. 4819–4832. – DOI:10.1016/j.actamat.2004.06.040.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ И СОПУТСТВУЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕАКЦИОННОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ti+CuO

^{1,2}Сафронова В.С., ¹Князева А.Г., ¹Коростелева Е.Н.

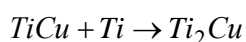
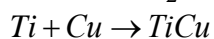
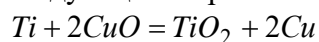
¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На сегодняшний день реакционное спекание является одной из основных технологических операций порошковой металлургии, обеспечивающих высокие эксплуатационные свойства инструмента и производительность. Особое место среди сопутствующих процессов имеет образование жидкой фазы в поликомпонентных смесях, и ее взаимодействие с твердой фазой.

В настоящей работе рассмотрен процесс спекания смеси порошков Ti+CuO, где оксид меди является легкоплавкой добавкой. Соотношение компонентов выбирали таким образом, чтобы количества взаимодействующих компонентов было достаточно для реализации реакции восстановления с учетом возможных реакций синтеза интерметаллидов из свободных элементов.

Для изучения процессов, протекающих при реакционном спекании порошков оксида меди и титана, требуется установить зависимость объемных изменений пористого изделия, а также концентраций промежуточных и конечных продуктов и скорости химических реакций от режима спекания. Эксперимент показывает, что при повышении температуры образуется жидкая фаза, а объем пористого тела способен увеличиваться. Согласно существующим исследованиям, изменение объема пористого тела при спекании может иметь любой знак, что объясняется термодинамическими законами, а также, предположительно диффузионными потоками внутри пор спекаемого тела. На основе имеющейся литературы, можно представить схему реакций следующим образом:



В результате эксперимента было установлено, что при температуре окружающей среды 650 °С процесс сопровождается объемными изменениями изделия, однако ее достаточно, чтобы исходный оксид меди распадался на Cu, Cu₂O и Cu₄O₃, ожидаемого образования оксида титана при этом не происходит, как и его соединения с медью, хотя часть свободной меди была зафиксирована. Однако, при температуре 1200 °С изделие полностью расплылось по объему печи ввиду интенсивного экзоэффекта и различия свойств компонентов. Следовательно, требуется выбрать такие условия и состав исходной смеси, чтобы обеспечить формирование композита.

Решение данной задачи возможно с привлечением математического моделирования и и вычислительного эксперимента. В первом приближении была предложена нульмерная модель процесса, которая включает уравнение теплового баланса и уравнения химической кинетики, соответствующие предложенной реакционной схеме. Предполагается, что скорость реакций зависит от температуры по закону Аррениуса, от концентраций в соответствии с законом действующих масс и зависит от доли жидкой фазы.

Поскольку для выбранной системы кинетические закономерности изучены слабо, отсутствуют формально-кинетические параметры реакций, в модель вводится корректирующий множитель, который находится из сопоставления теории и эксперимента.

Объемные изменения связываются в модели с тепловым и концентрационным расширением.

Работа выполнена при поддержке РНФ, проект 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПОРЯДОЧЕННОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА СТОРОНЕ НАБЕГАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Сергеев М.В., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Численное моделирование проводилось в рамках подходов механики структурно-неоднородных сред с явным учётом структуры материала. Двухмерные поликристаллические структуры были сгенерированы методом пошагового заполнения [1]. Общая система уравнений включает закон сохранения импульса, уравнение неразрывности и соотношения для скоростей деформаций. Для описания динамической реакции алюминия разработано релаксационное определяющее уравнение на основе дислокационных представлений о природе пластического течения. Разрушение локальных областей поликристалла учитывалось с помощью энергетического критерия максимальной интенсивности пластических деформаций.

Установлено, что формирование упорядоченной ламельной структуры материала в ЗТМВ на стороне набегающего потока обеспечивает более равномерное распределение напряжений и деформаций под нагрузкой и, соответственно, такая структура, при прочих равных условиях, обладает более высокой прочностью, чем поликристаллическая структура в основном материале и ядре шва.

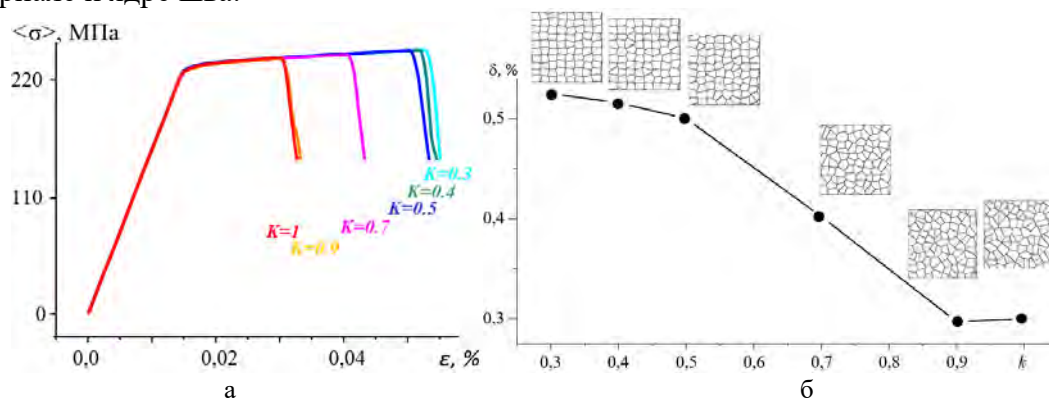


Рис. 1. Кривые нагружения модельных структур с различной степенью упорядоченности структура (а). Зависимость деформации начала разрушения от степени упорядоченности структуры k (б)

Сравнительный анализ распределений пластических деформаций в структурах с различной степенью упорядоченности показал, что чем выше степень упорядоченности, тем менее ярко выражена локализация пластической деформации.

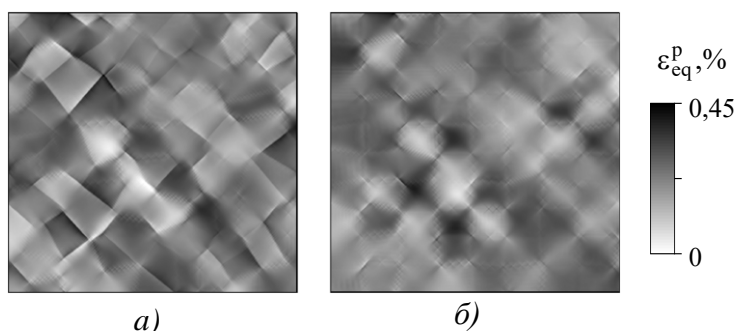


Рис. 2. Распределения пластических деформаций для неупорядоченной k = 1(а) и упорядоченной k = 0.3 структур (б)

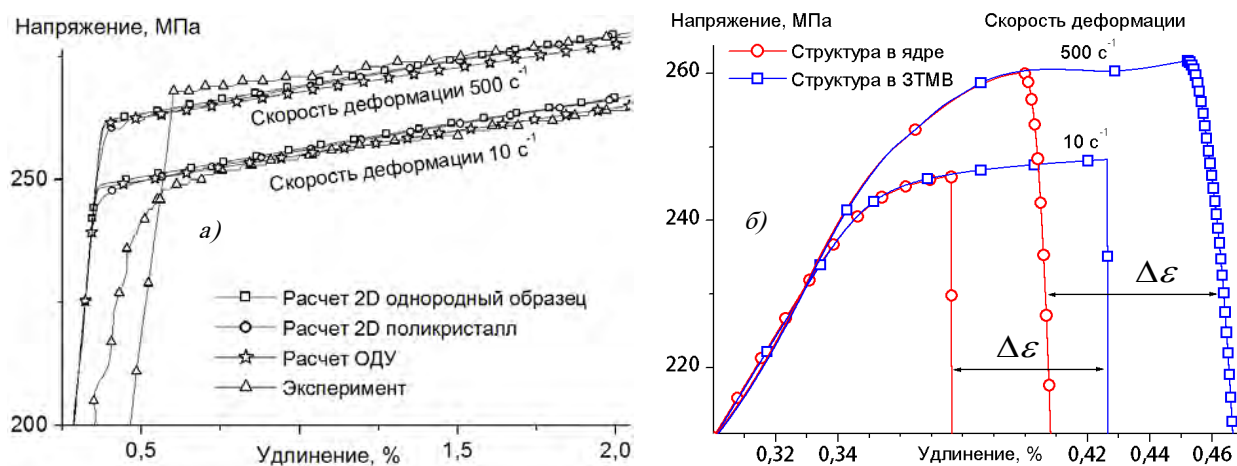


Рис. 3. Сравнение расчетных и экспериментальных кривых течения алюминиевых образцов (а) и кривых течения для упорядоченной и неупорядоченной структур с учетом разрушения (б) при различных скоростях растяжения

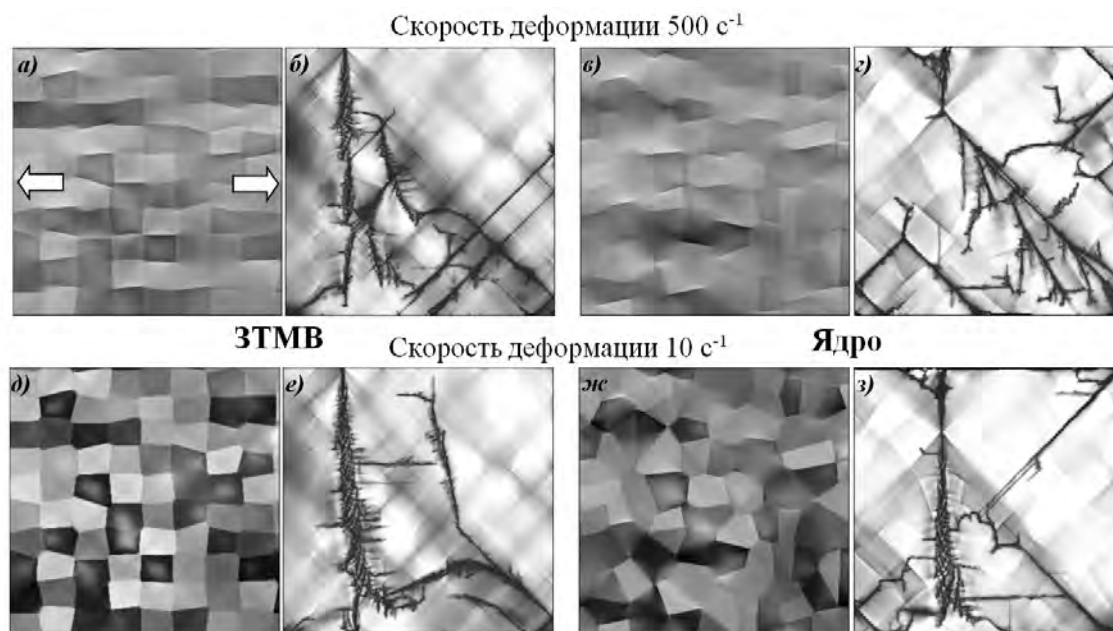


Рис. 4. Распределения интенсивности напряжений на стадии предразрушения (а, в, д, ж) и пластических деформаций с наложенными картинами разрушенного материала (б, г, е, з) для упорядоченной и неупорядоченной структур при различных скоростях растяжения

Разница в прочности материалов, обладающих упорядоченной и неупорядоченной структурами $\Delta\epsilon$, увеличивается при повышении скорости деформации (рис. 3 б). Установлено, что при повышении скорости деформирования наблюдается множественное растрескивание поликристаллического материала, и эта тенденция более ярко выражена для неупорядоченной структуры, характерной для ядра сварного шва и основного материала (ср. пары рисунков Рис. 4 е, б и рис. 4 з, г).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

1. Romanova V.A., Balokhonov R.R. // A method of step by step packing and its application in generating 3D microstructures of polycrystalline and composite materials // Eng. Comp. – 2021. – Vol. 37. – P. 241-250.

ДИССИПАЦИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ НА ТРЕХСЛОЙНЫЕ ПАНЕЛИ СО СРЕДИННЫМ СЛОЕМ ИЗ МЕТАМАТЕРИАЛОВ

Скрипняк В.А., Чирков М.О., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Трехслойные панели со средним слоем из метаматериалов используются в облегченных конструкциях различного назначения в транспортной авиакосмической технике [1]. Такие элементы конструкций обладают низким удельным весом и высокими удельными характеристиками прочности и жесткости. Трехслойные панели со срединным слоем из метаматериалов обладают высокой удельной способностью поглощения и диссипации энергии внешних нагрузок [2, 3]. Полученные в данной работе результаты численного моделирования диссипативных свойств трехслойных панелей из легких сплавов со срединным слоем из ауксетического метаматериала на основе гофрированного тонколистового проката свидетельствуют о нелинейном возрастании удельной диссипированной энергии с ростом относительной амплитуды прогибов структурных элементов.

Численное моделирование отклика панели на динамические воздействия выполнено в среде LS DYNA с использованием оригинального модуля UMAT, реализующего определяющие уравнения, описывающие упругопластическое поведение и повреждаемость легких ГЦК и ГПУ сплавов (алюминиевых и титановых) в широком диапазоне скоростей деформации, температур, с учетом влияния сложного напряженного состояния [4-6]. Показано, что толщина стенок и структурно-геометрические параметры метаматериала влияют на структурную реакцию и характеристики поглощения энергии трехслойной панели. В зависимости от амплитуды и длительности импульсного нагружения возможны два режима деформации метаматериала: с контактом между гофрированными листами и без контакта.

Возрастание поглощенной механической энергии трехслойных панелей со средним слоем из метаматериалов при динамическом нагружении определяется преимущественно работой эквивалентных сдвиговых напряжений на пластических деформациях при прогибе гофрированных тонколистовых элементов структуры метаматериалов. Рассмотренные трехслойные панели с центральным слоем из ауксетического метаматериала обладают в 3,5 раза более высокими показателями поглощения энергии по сравнению каркасными структурами из легких сплавов с эквивалентной удельной массовой плотностью. Полученные результаты свидетельствуют о возможности создания защитных конструкций с использованием метаматериалов, созданных из предварительно изогнутых элементов из металлического проката.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 23-29-00349).

1. A corrugated gradient mechanical metamaterial: Lightweight, tunable auxeticity and enhanced specific energy absorption / H. Zhang, P. Chen, G. Lin, W. Sun // *Thin-Walled Structures*. – 2022. – Vol. 176. – 109355.
2. Review on lattice structures for energy absorption properties/ Hanfeng Yin H., Zhang W., Zhu L., Meng F., Liu J., Wen G. // *Composite Structures*. – 2023. – Vol.304. – P. 116397. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2022.116397.
3. Energy dissipation in multistable auxetic mechanical metamaterials / Ma H., Wang K., Zhao H., Hong Y., Zhou Y., Xue J., Li Q., Wang G., Yan B. // *Comp. Struct.* – 2023. – Vol. 304 – P. 116410. – DOI:10.1016/j.compstruct.2022.116410.
4. Skripnyak V.V., Skripnyak, E.G., Skripnyak, V.A. Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality // *Metals*. – 2020. – Vol.10. – 305. – DOI: 10.3390/met10030305.
5. Skripnyak V.V., Skripnyak V.A. Hexagonal close packed (hcp) alloys under dynamic impacts // *J. of Appl. Phys.* – 2022. – Vol. 131. Is. 16. – 19 p. – DOI: 10.1063/5.0085338.
6. Skripnyak N.V. The features of fracture behavior of an aluminum magnesium alloy AMg6 under high-rate straining // *Rus. Phys. J.* – 2015. – Vol. 58, No. 5. – P. 691–697. – DOI: 10.1007/s11182-015-0552-3.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ШЕРОХОВАТОСТИ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА РИСК АСЕПТИЧЕСКОГО РАСШАТЫВАНИЯ ПРИ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИИ

Смолин А.Ю., Еремина Г.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Широкое распространение при лечении остеоартрита и остеонекроза головки бедренной кости получило использование поверхностного эндопротеза, при котором сохраняется шейка бедра. Существуют два способа фиксации эндопротезов: цементный и безцементный. Цементный способ способствует увеличению контактной площади при фиксации эндопротеза, а также позволяет заполнять дефекты костной ткани вблизи обработанной поверхности.

Наиболее предпочтительным материалом для фиксации протезов крупных суставов является костный цемент на основе полиметилметакрилата (ПММА). Поскольку ПММА биоинертен, на границе кость–цемент формируется промежуточный слой, состоящий из фиброзной ткани. Одним из главных факторов, влияющих на прочность сцепления цемента с костной тканью, является шероховатость поверхности. Помимо разрушения на границах раздела кость–цемент или кость–имплант существует проблема резорбции костной ткани в области конца ножки импланта, что в свою очередь способствует его асептической нестабильности. Считается, что на резорбцию губчатой ткани в данной области влияет избыточное давление флюида в области интерфейса кость–имплант [1].

Целью данной работы является исследование влияния морфологии контакта биологических тканей и материалов, используемых при поверхностном эндопротезировании, на риск асептического расшатывания импланта на основе численного моделирования методом подвижных клеточных автоматов [2–4]. Механическое воздействие жидкости, содержащейся внутри пор материала, рассматривается в рамках теории пороупругости Био, а её фильтрация в системе связанных пор и каналов описывается законом Дарси [4]. В этом случае поровое пространство, заполненное жидкостью, и её проницаемость учитываются неявно.

Рассматривались модельные трёхмерные образцы цилиндрической формы, имитирующие область вокруг штифта при поверхностном эндопротезировании, аналогичные работе [5]. Модель состояла из титанового штифта, цементной прослойки, фиброзной и губчатой ткани (Рис. 1а). Величина шероховатости костной ткани варьировалась: 0.2, 0.3 и 0.4 мм (Рис. 1б,в,г), в соответствии с литературными данными. Шероховатость поверхности импланта, учитывалась за счёт плотной упаковки автоматов в модели (искусственная шероховатость) и соответствующего размера автомата (50 мкм).

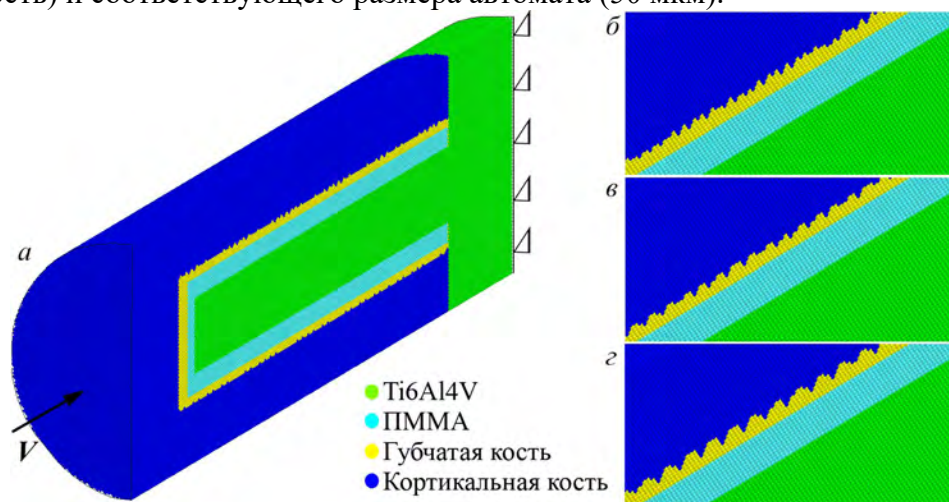


Рис. 1. Мезоскопическая модель импланта с окружающими тканями с явным учётом шероховатости костной ткани: общий вид (а), увеличенные области с шероховатостью 0.2 (б), 0.3 (в), 0.4 мм (г)

Распределения гидростатического давления, полученные в ходе моделирования, показывают, что в случае модельного образца без цементной прослойки максимум сжимающих напряжений в костной ткани составляет 3.7 МПа. При шероховатости 0.2 мм максимум сжимающих напряжений 2.6 МПа сосредоточен в области цементной прослойки, в области губчатой ткани максимальная амплитуда сжимающих напряжений составляет 1.5 МПа. Также появлялись сжимающие напряжения в области шероховатости кость–фиброзная ткань, максимальная их амплитуда не достигает 1 МПа. В случае шероховатости 0.3 и 0.4 мм максимум сжимающих давлений расположен в области цементной прослойки и фиброзной ткани (их величина равна 2.9 и 3.5 МПа, соответственно). В губчатой ткани наблюдаются сжимающие напряжения 2 и 2.6 МПа, соответственно.

Анализ распределения интенсивностей напряжений показал, что максимальная величина для образца без цементной прослойки составляет 6.8 МПа. В образцах с шероховатостью максимум находится в области прослойки цемента и составляет для образца с шероховатостью 0.2 мм – 4 МПа, для 0.3 мм – 5.2 МПа, для 0.4 мм – 6.3 МПа. При этом в губчатой ткани наблюдаются величины 3 МПа, 4.6 МПа и 5.1 МПа, соответственно.

Поля распределения давления флюида в порах показывают, что максимальная их величина составляет 2.4 МПа. Максимальная величина данного параметра для образца с шероховатостью 0.2 мм составляет 0.9 МПа, 0.3 мм – 1.4 МПа, 0.4 мм – 2.1 МПа. Величины давления флюида в порах для шероховатости 0.2 и 0.3 мм соответствует диапазону величин, благоприятных для регенерации тканей и переносу клеток в поровом пространстве цемента и фиброзной ткани [6]. При шероховатости 0.3 мм избыточное давление флюида, скорее всего, является косвенным фактором для деградации тканей вокруг конца штифта.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что увеличение шероховатости поверхности костной ткани приводит к увеличению сжимающих напряжений, интенсивностей напряжений, а также давления флюида в порах по сравнению с модельным образцом без учёта шероховатости. При дальнейшем увеличении нагрузки данный факт может способствовать резорбции тканей вокруг конца импланта. Однако при стандартной физиологической нагрузке для значений шероховатости 0.2 и 0.4 мм данный уровень параметров будет способствовать процессу остеогенеза и переноса биологических клеток.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

1. Aseptic loosening, not only a question of wear: a review of different theories / M. Sundfeldt, L.V. Carlsson, C.B. Johansson, P. Thomsen, C. Gretzer // Acta Orthopaedica. – 2006. – Vol. 77. – No. 2. – P. 177-197. – DOI: 10.1080/17453670610045902.
2. Understanding the mechanisms of friction stir welding based on computer simulation using particles / A.Yu.Smolín, E.V. Shilko, S.V. Astafurov, E.A. Kolubaev, G.M. Eremina, S.G. Psakhie // Def. Technol. – 2018. – Vol. 14. P. 643–656. – DOI: 10.1016/j.dt.2018.09.003.
3. Analysis of the quasi-static and dynamic fracture of the silica refractory using the mesoscale discrete element modelling / A.S. Grigoriev, A.V. Zabolotskiy, E.V. Shilko, A.I. Dmitriev, K. Andreev // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 7376. – DOI: 10.3390/ma14237376.
4. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous materials / S.G. Psakhie, A.V. Dimaki, E.V. Shilko, S.V. Astafurov // Int. J. Numer. Methods Eng. – 2016. – Vol. 106. – P. 623–643. – DOI: 10.1002/nme.5134.
5. Madrala A., Nuñ, N. Effect of stem preheating and precooling on residual stress formation at stem/cement interface for cemented hip implants // J. Biomed. Mat. Res. B Appl. Biomat. – 2010. – Vol. 93. – P. 258–265. – DOI: 10.1002/jbm.b.31583.
6. Wang M., Yang N., Wang X. A review of computational models of bone fracture healing // Med. Biolog. Eng. Comp. – 2017. – Vol. 55. – No. 11. – P. 1895-1914. – DOI: 10.1007/s11517-017-1701-3.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫГЛАЖИВАНИИ

Смолин И.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одним из эффективных методов отделочно-упрочняющей обработки металлических деталей за счет поверхностного пластического деформирования является выглаживание. Традиционно обрабатывающий инструмент для такой обработки изготавливается из алмаза полусферической формы, но в последние годы предлагаются и другие сверхтвердые материалы, например кубический нитрид бора, и разные формы индентора [1–4]. Для выбора соответствующих технологических параметров процесса полезным средством при проведении исследований оказывается численное моделирование [5, 6].

Численное изучение этого технологического процесса связано с комплексным решением задач термомеханики деформируемого твердого тела. Кроме описания контактного механического взаимодействия обрабатывающего инструмента с поверхностным слоем металла, для адекватного моделирования напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев обрабатываемых деталей необходимо учитывать и сопутствующие тепловые процессы. Тепло образуется как за счет трения в области контакта, так и за счет пластического деформирования материала. Требуется также принимать во внимание распространение тепла и его отвод от свободной поверхности. Полный учет этих процессов позволяет корректно определять локальные значения температуры в поверхностных слоях материала в процессе обработки, которые влияют на теплофизические и механические характеристики материала и возможные изменения его структурно-фазового состояния.

В работе обсуждаются различные аспекты численного решения указанных задач на примере моделирования процесса выглаживания поверхностных слоев стали ШХ15 наклонным цилиндрическим инструментом [6]. Моделирование выполнялось методом конечных элементов с помощью программного комплекса ABAQUS. Рассмотрены возможности указанной программы для учета указанных выше аспектов моделирования. Обсуждаются разные постановки термомеханической задачи: адиабатическая и связанная. Исследован вклад разных источников генерации тепла, учета его распространения и отвода, а также разных определяющих соотношений на получаемые поля температур, напряжений и деформаций в поверхностных слоях обрабатываемой стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Зайдес С.А. Новые способы поверхностного пластического деформирования при изготовлении деталей машин // Вестн. Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. – 2018. – Т. 16, № 3. – С. 129–139. – DOI 10.18503/1995-2732-2018-16-3-129-139.
2. Инновационный инструмент для выглаживания наружных и внутренних поверхностей деталей на станках с ЧПУ / В.П. Кузнецов, А.С. Скоробогатов, В.Г. Горгоц, С.В. Кузнецов // Современные проблемы машиностроения : Тр. XII Международ. науч.-техн. конф., Томск, 28 окт. – 01 нояб. 2019 г. / Под ред. А.Ю. Арляпова. – Томск: ТПУ, 2019. – С. 147–150.
3. Study of the mechanism of the burnishing process with cylindrical polycrystalline diamond tools / H. Luo, J. Liu, L. Wang, Q. Zhong // J. Mater. Process. Technol. – 2006. – Vol. 180. – P. 9–16. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2005.03.041.
4. Skorobogatov A.S., Kuznetsov V.P., Belorusetz A.M. Nanostructuring of surface layer of 1.3505 steel by wedge cylindrical tool // KnE Eng. – 2019. – Vol. 1. – P. 145. – DOI 10.18502/keg.v1i1.4402.
5. Modeling of nanostructuring burnishing on different scales / A.I. Dmitriev, A.Y. Nikonov, I.Y. Smolin, V.P. Kuznetsov // Phys. Mesomech. – 2014. – Vol. 17, No. 4. – P. 243–249. – DOI 10.1134/S1029959914040018.
6. Finite element simulation and experimental investigation of nanostructuring burnishing AISI 52100 steel using an inclined flat cylindrical tool / V. Kuznetsov, I. Smolin, A. Skorobogatov, A. Akhmetov // Appl. Sci. – 2023. – Vol. 13. – P. 5324. – DOI 10.3390/app13095324.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ ВЕКТОРНЫХ ПОЛЕЙ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В РАМКАХ КОНТИНУАЛЬНОГО ПОДХОДА

^{1,2}Суханов И.И., ^{1,2}Никонов А.Ю., ^{1,2}Дитенберг И.А., ^{1,2}Дмитриев А.И.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

С использованием методов регрессионного анализа путем покомпонентного поиска регрессоров предложен вычислительный подход для оценки ориентированной кривизны дискретных векторных полей атомных смещений. Массив смещений атомов получен в рамках молекулярно-динамических вычислительных экспериментов, подробное описание которых приведено в работе [1]. Основным преимуществом такого подхода является «заполнение» (определение векторов смещений в каждой точке деформируемой среды) полей атомных смещений во всей исследуемой области, в том числе в особых областях, в которых залегают вихревые центры или полностью компенсируются смещения атомов.

При построении непрерывного векторного поля смещений атомов в рамках регрессионного метода в качестве базисных функций были выбраны бивариационные полиномиальные функции третьей степени ($n = 3$). Такой выбор непрерывно-дифференцируемых целевых функций обусловлен математической структурой полей перемещений точек деформируемого бездефектного кристаллита. Для улучшения подгонки поля смещений атомов путем уменьшения весовых коэффициентов была проведена L2 регуляризация (Ridge регрессия) для каждой компоненты поля. Средняя ошибка аппроксимации полиномиальной регрессионной модели 3-й степени для различных компонент поля не превышала 6 %, что свидетельствует о хорошем подборе базисных функций к исходным данным.

На основе анализа пространственного распределения кривизны обнаружено, что экстремумы кривизны, в которых вероятность переориентации кристаллической решетки максимальна, локализованы в небольших участках с линейными размерами в несколько нанометров и присущи особым областям векторного поля (вихревым центрам и областям скомпенсированных атомных смещений). В целом, вне этих особых областей величина ориентированной кривизны составляет около $|K| \approx 0,005 \text{ нм}^{-1}$ или $|K| \approx 0,286 \text{ град/нм}$. Подобные значения кривизны были экспериментально обнаружены в наноструктурных материалах в процессе электронно-микроскопической процедуры измерения величины смещения контуров экстинкции при изменении ориентации образца в гониометре [2]. На основе этого показана фундаментальная взаимосвязь структур вихреподобного типа с модельными представлениями о континуальном дефекте дисклинационного типа. Об этом также свидетельствует асимптотика и характер локализации ориентированной кривизны вблизи критических точек векторного поля, являющихся вихревыми центрами.

В перспективе предложенный подход позволит провести анализ полей напряжений и энергий наноструктурных состояний вихреподобного типа, а также в рамках иерархического многоуровневого подхода описать эволюцию структурно-фазовых состояний на наномасштабном уровне (динамическая рекристаллизация, аномальный массоперенос и т.д.).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

1. Identification and space-time evolution of vortex-like motion of atoms in a loaded solid / A.I. Dmitriev, A.Yu. Nikonov, A.E. Filippov, V.L. Popov // Phys. Mesomech., – 2018. – Vol. 21, № 3. – P. 48–58. – DOI:10.24411/1683-805X-2018-13006.

2. Особенности формирования высокодефектных структурных состояний в механокомпозитах и порошках ниобия и алюминия в процессе интенсивного деформационного воздействия в планетарных шаровых мельницах / И.А. Дитенберг, А.Н. Тюменцев, К.И. Денисов, М.А. Корчагин // Физ. мезомех. – 2011. – Т. 14, № 6. – С. 53–62.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОРОДНЫЙ МАССИВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ВЫХОДА ФЛЮИДА

Трофимов В.А., Шиповский И.Е.

*ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова
Российской академии наук, Москва*

Методы повышения производительности нефтяных скважин, основанные на динамическом воздействии на пласт, а также вопросы дегазации газоносных пластов, либо в целях повышения безопасности горных работ, например, в случае разработки месторождений угля, либо в целях повышения эффективности добычи, например, при добыче сланцевого газа, являются актуальными и привлекают специалистов разных областей. Неоднократно поднимался вопрос о применении взрывного разрушения пласта для повышения эффективности газоотдачи. Хорошо известно, что при взрывном разрушении массива пород, во-первых, образуется система открытых магистральных трещин, что должно способствовать миграции флюида к добычной скважине, во-вторых, активируется природная нарушенность пород и образуется наведенная трещиноватость, что способствует увеличению проницаемости массива пород в целом. Однако несмотря на казалось бы очевидные достоинства взрывного разрушения, на практике оно оказывается мало эффективным. Цель работы состоит в численном анализе причин такой ситуации и в определении условий повышения выхода флюида. В этой связи рассматривается напряженное состояние зоны раздробленных пород вблизи скважины и условия образования магистральных радиальных трещин.

При камуфлетном взрывном разрушении массива пород во взрывной скважине с использованием детонирующих взрывчатых веществ (ВВ) вблизи скважины образуется зона бризантного действия взрыва (сильного дробления пород) протяженностью до нескольких радиусов заряда, и зона протяженных открытых радиальных трещин разрыва, протяженностью до 20-30 радиусов заряда в зависимости от условий взрыва и используемых ВВ. Для дегазации пласта важен вопрос: выходят ли радиальные трещины непосредственно в скважину или они ограничены вблизи взрывной скважины зоной сильного дробления пород. Для ответа на этот вопрос в настоящей работе проведен расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) массива пород на стадии динамического волнового разрушения массива.

Расчеты НДС массива при динамическом волновом воздействии проводились с помощью численного моделирования. Для исследования напряженного состояния массива вблизи скважины при взрыве скважинного заряда решалась следующая задача.

В условиях осевой симметрии рассматривается изменение состояния горного массива при взрывном нагружении. Начальная геометрия задачи представлена на рисунке 1.

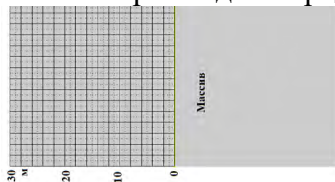


Рис. 1. Начальная геометрия задачи: ВВ - заряд взрывчатого вещества в скважине диаметром 19 мм

В решении задачи используются уравнения механики деформируемого твердого тела, включающие законы сохранения массы, импульса и энергии, которые замыкаются заданием определяющих соотношения, связывающих компоненты напряжений и деформаций, которые характеризуют выбранную модель среды.

Для замкнутой системы уравнений ставится краевая задача с начальными и граничными условиями, состоящими в том, что на свободных поверхностях полагается отсутствие напряжений, а на боковых границах реализуется граничное условие бесконечности.

Для решения поставленной задачи был выбран положительно зарекомендовавший себя

для задач геомеханики метод сглаженных частиц (SPH) [1, 2]. В методе SPH материал разбивается на частицы, для каждой из которых в любой момент времени известны масса, плотность, положение, скорость и напряжения. Достоинством метода SPH является возможность расчета смещений с произвольными деформациями при сохранении преимуществ лагранжевого описания.

Используемый вычислительный подход позволил для условий осевой симметрии в режиме сквозного счета учесть детонацию ВВ и конструктивные особенности используемых на практике зарядов. Бессеточная основа метода SPH исключает вычислительные ограничения на значительные деформации среды, которые возникают при детонации ВВ и разлете продуктов детонации. Неоднократно проводившиеся сопоставления результатов компьютерного моделирования с экспериментальными данными и расчетами, проведенными другими методами [1, 3], показали, что применяемый вычислительный подход позволяет достаточно точно исследовать взрывное деформирование и разрушение геосреды и получать приемлемые результаты. Разброс значений напряжений не превышал 10 %.

На рисунке 2 представлены результаты осесимметричного численного моделирования методом сглаженных частиц локализации разрушений в результате действия взрыва одинаковых зарядов с различным начальным расположением места детонации ВВ.

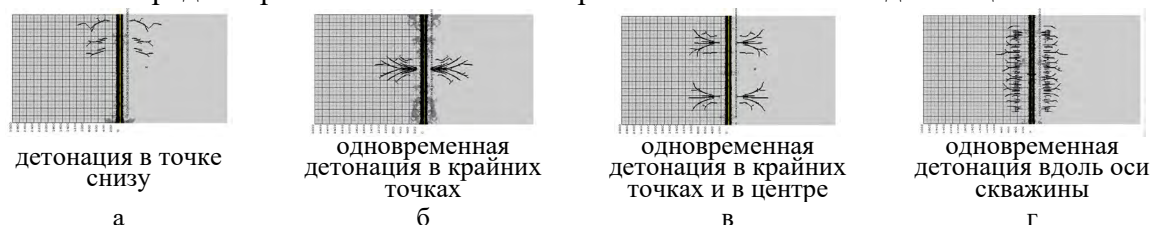


Рис. 2. Развитие области разрушения пород во времени при взрыве скважинного заряда

Проведены численные эксперименты методом сглаженных частиц воздействия на участок массива горных пород энергии взрыва скважинных зарядов с различными вариантами инициирования. Установлены особенности локализации радиальных трещин от воздействия энергии взрыва зарядов.

Выводы: 1. Особенность взрывного воздействия – быстротечное концентрированное энергетическое воздействие на массив пород, при котором за счет высоких действующих напряжений образуется принципиально новая структура трещиноватости массива, определяемая особенностью взрывного воздействия и слабо зависящая от природной структуры массива. 2. Взрывное воздействие можно трактовать более широко – как динамическое воздействие «мягкий» взрыв (газодинамический разрыв пласта). 3. При «мягком» взрыве технологическими приемами можно управлять ориентацией магистральных трещин. 4. Суммарная площадь поверхности образующихся магистральных трещин при различной технологии их формирования, в принципе, одного порядка, однако пространственная ориентация трещин предопределяет различную длину природных и техногенных фильтрационных каналов для миграции флюидов в образовавшиеся трещины, что в конечном счете должно влиять на продуктивность пласта.

1. Шиповский И.Е. Расчет хрупкого разрушения горной породы с использованием бессеточного метода // Научный вестник Национального горного ун-та. - Днепр, - Вып. 1(145). – 2015. – С. 76-82.
2. Ефремовцев Н.Н., Трофимов В.А., Шиповский И.Е. Локализация деформаций в волновом поле, наведенном взрывом удлиненного заряда // ГИАБ. № 8. – 2020. – С. 73-85.
3. Оценка влияния магистральных радиальных трещин, образующихся при камуфлетном взрыве, на условия дегазации пласта / Одинцев В.Н., Закалинский В.М., Шиповский И.Е. // Взрывное Дело. -№ 138/95. – 2023. – С. 5–21.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛОГИДРАТА MIL-69

Федоров И.А., Корабельников Д.В.

Кемеровский государственный университет, Кемерово

В работе [1] впервые был синтезирован металлоорганический кристаллогидрат $\text{Al}(\text{OH})(\text{O}_2\text{C}-\text{C}_{10}\text{H}_6-\text{CO}_2)\cdot\text{H}_2\text{O}$ (MIL-69). Кристаллическая структура данного соединения имеет моноклинную симметрию $C2/c$. Число формульных единиц в элементарной ячейке кристалла равно четырем. Влияние давления на структуру, а также упругие свойства данного кристалла ранее не исследовались. Данный кристалл является представителем металлоорганических каркасов (англ. metal-organic frameworks, MOF) и представляют собой класс пористых материалов, которые могут использоваться, например, для хранения и разделения газов. В данных структурах можно целенаправленно изменять размеры пор, что позволяет конструировать материалы с заданными свойствами. В настоящее время материалы с отрицательной линейной сжимаемостью представляют большой практический интерес, что стимулирует поиск новых соединений и исследование их свойств. При этом сжимаемость кристаллических соединений обусловлена их внутренней структурой. Таким образом, изучение отклика кристаллической структуры на внешнее давление позволяет лучше понять механические свойства кристалла MIL-69, которые к настоящему времени не исследованы.

Структура исследуемого кристалла содержит в порах молекулы воды. Для учета вандер-ваальсового взаимодействия использовалась схема DFT-D3(BJ) [2], которая применялась нами при исследовании физико-химических свойств молекулярного кристалла пурина [3]. Для определения равновесной структуры кристалла MIL-69 использовался пакет Quantum ESPRESSO. Полная энергия вычислена в рамках теории функционала плотности в параметризации PBE для обменно-корреляционной энергии. Оптимизированные параметры использовались в дальнейшем для расчета полного набора упругих постоянных кристалла с использованием модуля thermo_pw.

Давление приводит к тому, что объем кристалла убывает практически по линейному закону. Также уменьшаются под действием давления почти по линейному закону параметры кристаллической ячейки a , b и c . Относительная сжимаемость параметров решетки a и c очень близка. При этом необходимо отметить, что под влиянием давления 1 ГПа данные параметры сжались меньше чем на 1%.

Для определения механических свойств кристалла MIL-69 были вычислены упругие постоянные. Это позволило определить линейные сжимаемости, объемный модуль сжатия, модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона. Установлено, что кристалл MIL-69 имеет отрицательную линейную сжимаемость. При этом установлено, что данное направление не совпадает ни с одной из кристаллографических осей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда и Кемеровской области – Кузбасса № 22-22-20026, <https://rscf.ru/project/22-22-20026/> (<https://rscf.ru/en/project/22-22-20026/>).

1. Hydrothermal synthesis and crystal structure of a new three-dimensional aluminum-organic framework MIL-69 with 2,6-naphthalenedicarboxylate (ndc), $\text{Al}(\text{OH})(\text{ndc})\cdot\text{H}_2\text{O}$ / Loiseau T., Mellot-Draznieks C., Muguerra H., Férey G., Haouas M., Taulelle F. // Comptes Rendus Chimie. – 2005. – Vol. 8. – P. 765–772. – DOI:10.1016/j.crci.2004.10.011.
2. Grimme S., Antony J., Ehrlich S., Krieg H. A consistent and accurate ab initio parametrization of density functional dispersion correction (DFT-D) for the 94 elements H-Pu // J. Chem. Phys. – 2010. – Vol. 132. – P. 154104. – DOI: 10.1063/1.3382344.
3. Fedorov I.A., Korabelnikov D.V. Ab initio study of the compressibility and electronic properties of crystalline purine // J. Struct. Chem. – 2022. – Vol. 63. – P. 1670–1677. – DOI: 10.1134/S0022476622100134.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ

Федоров Е.В., Майер А.Е.

Челябинский государственный университет, Челябинск

В результате развития промышленности, характерные размеры электронных и микромеханических компонентов непрерывно уменьшаются. Однако теория и модели, описывающие поведение материала под нагрузкой, разработанные для макро масштабов, неприменимы на нано и микро уровнях. Возникла потребность в моделях, описывающие механические свойства материала, когда деформированная область составляет несколько нанометров. Одной из распространенных техник изучения наносвойств материала стало наноиндентирование. Целью настоящей работы является разработка численной модели процесса наноиндентирования сферическим индентором в трехмерной постановке.

В данной работе моделируется процесс наноиндентирования монокристалла алюминия сферическим индентором радиуса 5 нм, с постоянной скоростью 50 метров в секунду. Расчетная область имеет форму куба со стороной 20 нм. Границы жестко закреплены. Модель – упругопластическая: упругие напряжения в материале рассчитываются с помощью метода SPH (Smoothed particle hydrodynamics) [1,2], пластические деформации учитываются путем расчета движения отдельных дислокаций в поле напряжений индентора. Пример расчета упругих напряжений на сетке $23 \times 23 \times 23$ SPH частицы приведен на рисунке 1.

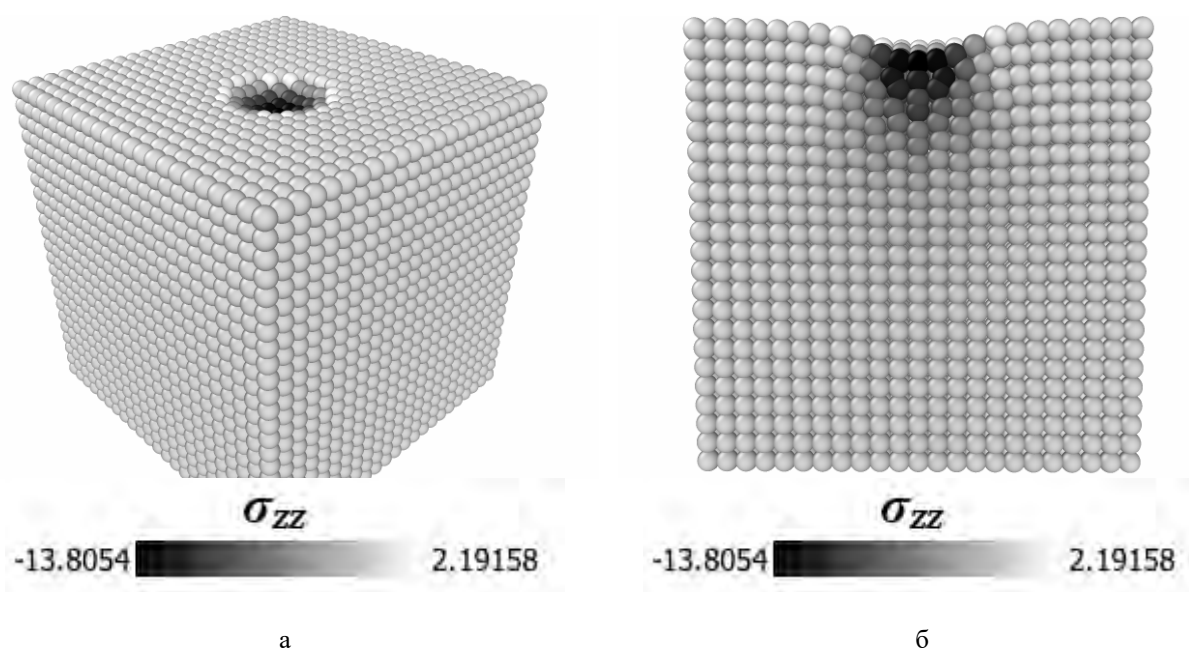


Рис. 1. Визуализация расчета упругих полей методом SPH. Перспектива (а) и сечение плоскостью XZ (б)

Работа выполнена за счет Российского научного фонда (проект № 20-11-20153, <https://rscf.ru/project/23-11-45024/>).

1. Monaghan J.J. Smoothed particle hydrodynamics // Rep. Prog. Phys. – 2005. – Vol. 68. – P. 1703–1759.
2. Monaghan J.J. An introduction to SPH // Comput. Phys. Commun. – 1998. – Vol. 48. – P. 89–96.

АСИММЕТРИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И РОТАЦИОННЫЕ МОДЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Фролов Д.О., Левин Д.М.

Тульский государственный университет, Тула

В жаропрочных поликристаллических сплавах, например, на основе никеля или титана, при температурах $T \sim 0.4T_m$ (где T_m – температура плавления) в ходе динамического нагружения в области микродеформаций сильно возрастает фон внутреннего трения (ФВТ) и возникает явление микропластичности. Такое поведение материала связано, в частности, с активацией одного из возможных механизмов формирования высокотемпературного фона внутреннего трения, а именно частичным зернограничным скольжением. Этот механизм известен как микротекучесть [1].

Для описания механического поведения материала в этой области классической теории упругости недостаточно, поскольку в основу этой теории положен симметричный тензор упругих напряжений. Развитие микротекучести приводит к нарушению симметрии механического поля. Поэтому естественным представляется обратиться к микрополярной теории упругости, развитой в работах братьев Коссера, Новацкого, Эрингена и др. исследователей [2]. В данной теории у частиц тела есть как поступательные, так и вращательные степени свободы: векторы смещения \mathbf{u} и поворота $\boldsymbol{\phi}$. То есть микрополярные упругие материалы представляют собой классические упругие тела с дополнительными независимыми степенями свободы за счет локальных вращений.

Известные на сегодняшний день модели пластичных вязкоупругих материалов, построенные в том числе и для континуума Коссера, имеют не только свои достоинства, но и недостатки. Например, не позволяют разработать общий алгоритм вычисления высокотемпературного ФВТ, справедливый для различных механизмов деформации. По этой причине в качестве основы модели твердого тела может быть выбрана теория Марченко и Мисбаха, предложенная для аморфных материалов [3].

Цель настоящей работы – построение модели микропластичности для твердых тел с микроструктурой, позволяющей развить метод вычисления высокотемпературного ФВТ.

Динамика деформирования предполагает использование принципа наименьшего действия. В этой связи плотность лагранжиана для упругого микрополярного тела, обладающего как вязкими, так и пластичными свойствами

$$L = K - F, \quad (1)$$

где кинетическая энергия деформации дается соотношением

$$K = \frac{1}{2}(\rho v_i^2 + j_{kl} \Omega_k \Omega_l), \quad (2)$$

здесь ρ – плотность, v_i – компоненты вектора скорости частиц среды ($\mathbf{v} = \dot{\mathbf{u}}$), j_{kl} – тензор инерции частиц, Ω_k – компоненты вектора скорости пространственного поворота ($\boldsymbol{\Omega} = \dot{\boldsymbol{\phi}}$) частиц в континууме Коссера.

Упругая энергия тела может быть записана в виде суммы

$$F = \frac{1}{2}(A_{klmn} \varepsilon_{kl} \varepsilon_{mn} + B_{klmn} \kappa_{lk} \kappa_{nm}), \quad (3)$$

где $\varepsilon_{kl} = \partial_k u_l + \chi_{lkm} \varphi_m$ является тензором микрополярных деформаций, χ_{lkm} – символ Леви-Чивиты, $\kappa_{lk} = \partial_l \varphi_k$ есть тензор искривления.

Диссипативную часть представим функцией Рэлея

$$R = \frac{1}{2}(C_{klmn} \dot{\varepsilon}_{kl} \dot{\varepsilon}_{mn} + D_{klmn} \dot{\kappa}_{lk} \dot{\kappa}_{nm}) \quad (4)$$

и квадратичной формой, отвечающей за микропластичность

$$\Psi_{micro} = \frac{1}{2}(\alpha_{klmn} \dot{\varepsilon}_{kl}^{pl} \dot{\varepsilon}_{mn}^{pl} + \beta_{klmn} \dot{\varepsilon}_{kl}^{pl} \dot{\varepsilon}_{nn}^{pl} + \gamma_{klmn} \dot{\kappa}_{lk}^{pl} \dot{\kappa}_{nm}^{pl} + \eta_{klmn} \dot{\kappa}_{lk}^{pl} \dot{\kappa}_{nm}^{pl}), \quad (5)$$

где тензоры пластических деформаций образованы как разности

$$\varepsilon_{kl}^{pl} = \varepsilon_{kl}^{total} - \varepsilon_{kl}, \quad \kappa_{lk}^{pl} = \kappa_{lk}^{total} - \kappa_{lk} \quad (6)$$

полной деформации и упругой составляющей. Таким образом, общая диссипация в теле в силу аддитивности: $\psi = R + \Psi_{micro}$.

Модель строится на полученных условиях положительной определенности квадратичных форм (4) и (5). Исходя из критерия Сильвестра для изотропного тела составлены следующие соотношения

$$\begin{aligned} \pi_1 = 3C_1 + C_2 + C_3 > 0, \quad \pi_2 = C_2 + C_3 > 0, \quad \pi_3 = C_2 - C_3 > 0, \\ \pi_4 = 3D_1 + D_2 + D_3 > 0, \quad \pi_5 = D_2 + D_3 > 0, \quad \pi_6 = D_2 - D_3 > 0, \end{aligned} \quad (7)$$

$$\pi_7 = (C_2 + C_3)(\beta_2 + \beta_3) - \frac{(\alpha_2 + \alpha_3)^2}{4} > 0, \quad \pi_8 = (C_2 - C_3)(\beta_2 - \beta_3) - \frac{(\alpha_2 - \alpha_3)^2}{4} > 0, \quad (8)$$

$$\pi_9 = (D_2 + D_3)(\eta_2 + \eta_3) - \frac{(\gamma_2 + \gamma_3)^2}{4} > 0, \quad \pi_{10} = (D_2 - D_3)(\eta_2 - \eta_3) - \frac{(\gamma_2 - \gamma_3)^2}{4} > 0.$$

Данные условия гарантируют устойчивость модели. В случае непрерывной среды варьирование модели по независимым переменным приводит к системе уравнений микропластичности в твердом теле для несимметричных σ_{kl} и моментных напряжений m_{lk} .

•

Трансляционные смещения

$$\begin{aligned} \tilde{\sigma}_{kl}^+ \left[1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\alpha_2 + \alpha_3}{\beta_2 + \beta_3} \right) \right] + \tilde{\sigma}_{kl}^- \left[1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\alpha_2 - \alpha_3}{\beta_2 - \beta_3} \right) \right] &= (A_2 + A_3) \tilde{\varepsilon}_{kl}^+ + (A_2 - A_3) \varepsilon_{kl}^- + \frac{\pi_7 \dot{\tilde{\varepsilon}}_{kl}^+}{(\beta_2 + \beta_3)} + \frac{\pi_8 \dot{\varepsilon}_{kl}^-}{(\beta_2 - \beta_3)}, \\ \tilde{\sigma}_{kl}^+ + \left[(\beta_2 + \beta_3) - \frac{(\alpha_2 + \alpha_3)}{2} \right] \dot{\tilde{\varepsilon}}_{kl}^+ &= \frac{(\beta_2 + \beta_3)}{2} \left\{ \partial_k v_l + \partial_l v_k - \frac{2}{3} \delta_{kl} \partial_l v_l \right\}, \\ \tilde{\sigma}_{kl}^- + \left[(\beta_2 - \beta_3) - \frac{(\alpha_2 - \alpha_3)}{2} \right] \dot{\varepsilon}_{kl}^- &= \frac{(\beta_2 - \beta_3)}{2} \left\{ \partial_k v_l - \partial_l v_k - \dot{\phi}_{lk} \right\}. \end{aligned} \quad (9)$$

•

Ротационные моды (развороты субструктур)

$$\begin{aligned} \tilde{m}_{lk}^+ \left[1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\gamma_2 + \gamma_3}{\eta_2 + \eta_3} \right) \right] + \tilde{m}_{lk}^- \left[1 - \frac{1}{2} \left(\frac{\gamma_2 - \gamma_3}{\eta_2 - \eta_3} \right) \right] &= (B_2 + B_3) \tilde{\kappa}_{lk}^+ + (B_2 - B_3) \kappa_{lk}^- + \frac{\pi_9 \dot{\tilde{\kappa}}_{lk}^+}{(\eta_2 + \eta_3)} + \frac{\pi_{10} \dot{\kappa}_{lk}^-}{(\eta_2 - \eta_3)}, \\ \tilde{m}_{lk}^+ + \left[(\eta_2 + \eta_3) - \frac{(\gamma_2 + \gamma_3)}{2} \right] \dot{\tilde{\kappa}}_{lk}^+ &= \frac{(\eta_2 + \eta_3)}{2} \left\{ \partial_l \dot{\phi}_k + \partial_k \dot{\phi}_l - \frac{2}{3} \delta_{kl} \partial_l \dot{\phi}_l \right\}, \\ \tilde{m}_{lk}^- + \left[(\eta_2 - \eta_3) - \frac{(\gamma_2 - \gamma_3)}{2} \right] \dot{\kappa}_{lk}^- &= \frac{(\eta_2 - \eta_3)}{2} \left\{ \partial_l \dot{\phi}_k - \partial_k \dot{\phi}_l \right\}. \end{aligned} \quad (10)$$

Составлена система уравнений (9) – (10). Уже из того факта, что эти уравнения образуют две группы, ясно, что пластичные моментные напряжения появляются для уравнивания несимметричных пластичных напряжений. Данная мезоскопическая модель является более общей по сравнению с моделью Марченко-Мисбаха. Она объясняет и описывает поведение тела при зернограницном скольжении, что является важным при исследовании и прогнозировании поведения жаропрочных и других сплавов, работающих при повышенных температурах.

1. Исследование вязкоупругого перехода в жаропрочном поликристаллическом сплаве ВЖ171 системы Ni-Co-St / Д.О. Фролов, Д.М. Левин, С.С. Манохин, Ю.Р. Колобов // Завод. лаб. Диагност. мат. – 2023. – Т. 89. – № 2(1). – С. 31–38. – DOI: 10.26896/1028-6861-2023-89-2-1-31-38.
2. Г. Либовиц. Разрушение, Том 2. – Мир: Москва, 1975. – 765 с.
3. Marchenko V.I., Misbah Ch. Model of plasticity of amorphous materials // Phys. Rev. E. – 2011. – Vol. 84. – P. 021502 (1–7). – DOI: 10.1103/PhysRevE.84.021502.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$

¹Чумакова Л.С., ¹Бакулин А.В., ^{1,2}Елфимов Б.М., ^{1,2}Кулькова С.Е.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Среди интерметаллидов соединение Ti_5Si_3 рассматривается как перспективный конструкционный материал для высокотемпературных применений благодаря хорошему сочетанию механических свойств. Кроме того, по результатам ряда экспериментальных работ Ti_5Si_3 был идентифицирован как совместимая и термохимически стабильная фаза, формирующаяся на поверхности легированных алюминидов титана. Ранее нами была рассмотрена граница раздела $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}_5\text{Si}_3$ и показано, что работа отрыва (W_{sep}) изменяется в диапазоне от 7,9 до 8,3 Дж/м² в зависимости от относительного смещения контактирующих плоскостей. Хотя адгезия понижается на данной границе раздела по сравнению с интерфейсом $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}(\text{Ti}_3\text{Al})$, но остается высокой. Целью настоящей работы является изучение адгезионных свойств границы раздела $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$, в том числе в присутствии примесей простых и переходных металлов в интерфейсном слое силицида титана.

Изучение атомной и электронной структуры, а также адгезионных свойств границы раздела $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$ проводилось методом проекционных присоединенных волн в рамках теории функционала плотности. Для построения границы раздела использовались следующие ориентационные соотношения $\text{Ti}_5\text{Si}_3(0001)-(2 \times 2)/\text{TiAl}(111)-(2 \times 1)$ и $[2\bar{1}\bar{1}0]/[1\bar{5}4]$. В случае такого полукогерентного интерфейса для определения точного значения максимальной работы отрыва были проведены расчеты полной энергии данной границы раздела со смещениями пленок сплава и силицида относительно друг друга с шагом $\sim 0,5 \text{ \AA}$. На рис. 1 приведена атомная конфигурация $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$ интерфейса с максимальной адгезией. Расчеты показали, что работа отрыва изменяется в диапазоне от 2,27 до 2,80 Дж/м². Отметим, что W_{sep} в случае плоскости разрыва (0001) в объеме Ti_5Si_3 составляет $\sim 4,0 \text{ Дж/м}^2$. Существенное понижение адгезии по сравнению с интерфейсом $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}_5\text{Si}_3$ обусловлено изменением характера химической связи с ионно-ковалентного на металло-ковалентный.

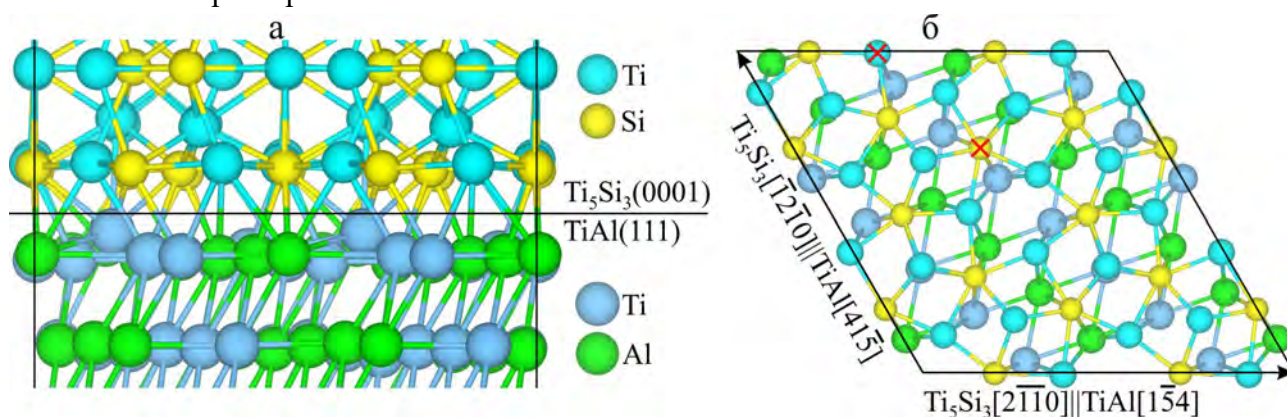


Рис. 1. Атомная структура интерфейса $\text{Ti}_5\text{Si}_3(0001)-(2 \times 2)/\text{TiAl}(111)-(2 \times 1)$. Положения примесей показаны крестами

Изменение энергии адгезии вследствие нахождения примесей в интерфейсном слое силицида титана приведено на рис. 2. Видно, что все рассмотренные примеси переходных и простых металлов на Ti-подрешетке практически не оказывают влияния на работу отрыва ($\Delta W_{\text{sep}} < 0,03 \text{ Дж/м}^2$). Замещение кремния элементами IIIA–IVA групп приводит к несколько большему эффекту, при этом работа отрыва понижается на $\sim 0,05\text{--}0,20 \text{ Дж/м}^2$ в случае Ga, In и Sn.

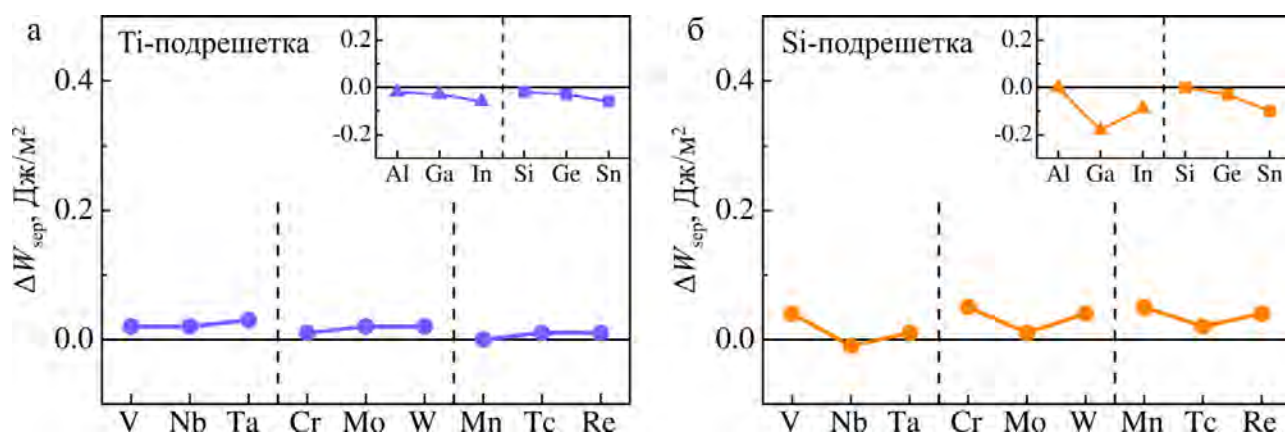


Рис. 2. Влияние примесей VB–VIB и IIIA–IVA групп на адгезию на границе раздела $\text{Ti}_5\text{Si}_3/\text{TiAl}$

Проведен анализ изменений межатомных связей на интерфейсе при легировании, зарядовых состояний интерфейсных атомов, заселенности перекрывания орбиталей для межатомных связей, распределений полной зарядовой плотности и плотностей электронных состояний интерфейсных атомов. Показано, что слабое влияние примесей на адгезию на данном интерфейсе обусловлено природой химических связей. Поскольку взаимодействие между атомами носит металл-ковалентный характер, то легирование металлами приводит лишь к незначительным изменениям структурных и электронных характеристик на интерфейсе. Большее изменение адгезии при легировании Ga и Sn, обусловлено значительным смещением данных атомом, что приводит к увеличению механического вклада в энергию связи.

Работа была поддержана Российским научным фондом, проект № 22-23-00078. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

УЧЕТ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК В МНОГОУРОВНЕВОЙ КОНСТИТУТИВНОЙ МОДЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Функциональные свойства материала определяются состоянием его структуры на различных масштабных уровнях, при этом последняя претерпевает существенные изменения при термомеханических воздействиях, в том числе – при значительных неупругих деформациях. Поэтому важной составляющей при разработке и модификации конститутивных моделей является включение в них явного описания изменения структуры материала и физических механизмов деформирования, а также их взаимовлияния.

Использование деформирования в режиме структурной сверхпластичности при умеренно повышенных температурах является перспективным направлением развития технологий создания изделий сложной формы с улучшенными физико-механическими и эксплуатационными характеристиками, позволяющих снизить нагрузки на обрабатывающие инструменты и число операций финишной обработки [1–3]. Для указанных температур даже при одноосном растяжении кривые демонстрируют стадийность (колоколообразность), что связано с действием и взаимодействием различных механизмов, а также сменой их ролей в процессе деформирования [4,5]. На основе анализа многочисленных экспериментальных данных был предложен «сценарий» действия механизмов, реализующийся в материале при деформировании с переходом в режим сверхпластичности, и разработана соответствующая конститутивная модель для промышленного алюминиевого сплава [5,6].

При построении конститутивной модели [5,6] использован многоуровневый подход, базирующийся на введении внутренних переменных и физических теориях упруговязкопластичности, что позволяет явным образом описать все действующие механизмы на различных масштабных уровнях с учетом эволюционирующей структуры материала [4]. В основе модели лежит описание ключевых механизмов неупругого деформирования – зернограничного скольжения и внутризеренного дислокационного скольжения, а также их взаимовлияния. В модели также учитывается действие таких аккомодационных процессов, как зернограничная диффузия, ротации решеток кристаллитов и динамическая рекристаллизация. На начальной стадии деформирования происходит упрочнение, преобладает внутризеренное дислокационное скольжение и развивается текстура, зернограничное скольжение малозначимо. На стадии перегиба кривой растяжения возрастает роль зернограничного скольжения, поскольку к этому моменту границы становятся более дефектными (с повышенной внутренней энергией) за счет притока внутризеренных дислокаций и способными к скольжению за счет выглаживания посредством зернограничной диффузии. В зависимости от начальных температурно-скоростных воздействий и структуры материала либо на первой, либо на переходной стадии начинается рост исходно рекристаллизованных зерен за счет нерекристаллизованной фазы (динамическая рекристаллизация). Последующая стадия на кривой характеризуется постепенным снижением напряжения течения. Это режим сверхпластичности, в котором преобладает механизм зернограничного скольжения, сопровождающийся аккомодационными процессами внутризеренного дислокационного скольжения и зернограничной диффузии, ротациями и активной сменой соседних зерен. При этом структура сохраняется равноосной мелкозернистой, размеры зерен практически не изменяются. Зернограничное скольжение, как и динамическая рекристаллизация, приводит к ослаблению или рассеиванию текстуры, образованной после первой стадии испытания.

Разработанная модель [5,6] представляет собой модификацию статистической модели – в ней учитываются границы между кристаллитами и их взаиморасположение. Соотношения сформулированы в скоростной форме, осуществляется переход от скоростей смещений по границам и по плоскостям скольжений внутри зерен к соответствующим деформационным

характеристикам – скоростям сдвига, что позволяет определить вклад основных механизмов в неупругие деформации. Взаимовлияние механизмов и аккомодационных процессов отражено в соотношениях для скоростей изменения критических напряжений внутризеренных и зернограницных сдвигов.

Существенное влияние на процесс деформирования оказывает исходная структура материала, в частности – компонентный состав. Были проанализированы закономерности поведения некоторых алюминиево-магниевого сплавов в зависимости от их исходной структуры при сверхпластическом деформировании, в т.ч. при переходных к нему режимах. Определено, что в структуре рассматриваемых сплавов содержатся различные типы частиц, которые оказывают значимое влияние на процессы внутризеренного и зернограницного скольжения, а также динамической рекристаллизации (подавление роста зерен). Предлагается способ учета таких частиц в соотношениях, описывающих скорости изменения критических напряжений внутризеренных и зернограницных сдвигов, динамическую рекристаллизацию, ротации.

Модель была использована для исследования процессов сверхпластического деформирования при простом и сложном нагружении поликристаллического алюминиевого сплава 1420. Полученные результаты численных расчетов показывают важность физически обоснованного описания механизмов и их взаимовлияния с учетом эволюционирующей структуры материала. Установлено, что модель позволяет описать наблюдаемые в экспериментах закономерности [7–9]: в частности, стадийный характер кривой нагружения, увеличение доли зернограницного скольжения; построенные полюсные фигуры подтверждают доминирование внутризеренного дислокационного скольжения на начальной стадии деформирования (приводящего к текстуре, близкой к текстуре растяжения), на завершающей стадии (в режиме сверхпластичности) при лидирующем зернограницном скольжении происходит «размывание» текстуры. Все полученные результаты находятся в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Dupuy L., Blandin J.J. Damage sensitivity in a commercial Al alloy processed by equal channel angular extrusion // Acta Materialia. – 2002. – V.50. – P.3251–3264.
2. Kulas M.A., Green W.P., Taleff E.M., Krajewski P.E., McNelley T.R. Deformation mechanisms in superplastic AA5083 materials // Metall and Mat Trans A. – 2005. – V.36A. – P.1249–1261.
3. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии / Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. – Москва: Наука, 2014. – 284 с.
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.
5. Трусов П.В., Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И. Многоуровневая модель для описания пластического и сверхпластического деформирования поликристаллических материалов // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т.22. – № 2. – С. 5–23.
6. Shveykin A.I., Trusov P.V., Sharifullina E.R. Statistical crystal plasticity model advanced for grain boundary sliding description // Crystals. – 2020. – V. 10. – № 9. – P. 18.
7. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining / P.B. Berbon, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – P. 2237–2243.
8. Myshlyaev M.M., Shpeizman V.V., Kamalov M.M. On the multistage nature of deformation of the microcrystalline aluminum-lithium alloy 1420 under superplasticity conditions // Physics of the Solid State. – 2001. – Vol.43, №11. – P. 2099–2104.
9. Perez-Prado M.T., Gonzales-Doncel G. Texture changes during deformation of a 7475 superplastic aluminum sheet alloy // Textures and Microstructures. – 2000. – Vol.34, no. 1. – P. 33–42.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ПОСТАНОВКЕ

Шахиджанов В.С., Романова В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Моделирование деформационных процессов с явным учетом внутренней структуры материала предъявляет высокие требования к вычислительным мощностям из-за необходимости использования подробных сеток с большим количеством элементов. Одним из подходов, который значительно снижает вычислительные затраты, предполагает моделирование квазистатического растяжения в рамках динамической постановки, включающей решение уравнения движения, вместо уравнения равновесия. Это позволяет перейти к явному интегрированию по времени, что значительно снижает вычислительные затраты, поскольку не требует нахождения обратной матрицы жесткости. В работе показано, что данный подход может быть успешно использован при моделировании квазистатического нагружения с явным учетом поликристаллической структуры материала. Определяющие соотношения зерен построены в рамках физической теории пластичности кристаллов. Для обеспечения сходимости динамического и статического решений должен быть выполнен ряд условий. Эти условия подразумевают, что скорость нагрузки в динамических расчетах должна плавно увеличиваться до ее амплитудного значения, а затем сохраняться постоянной, чтобы минимизировать влияние ускорения в уравнении движения. Также используемые определяющие соотношения должны описывать нечувствительный к скорости деформации отклик. Проведено исследование сеточной сходимости и зависимости деформационного поведения от скорости деформации для модели поликристаллического алюминия.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА УСТОЙЧИВОСТИ МНОГОУРОВНЕВЫХ КОНСТИТУТИВНЫХ МОДЕЛЕЙ МАТЕРИАЛОВ

Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Для совершенствования существующих и разработки новых методов термомеханической обработки металлов и изделий целесообразно применять многоуровневые конститутивные модели (КМ) материалов, позволяющие явным образом описывать механизмы неупругого деформирования и перестроение структуры материала, а следовательно, изменение определяемых ее состоянием физико-механических свойств [1]. Это дает возможность проектирования процессов производства функциональных материалов-изделий [1].

Важным аспектом анализа сложных математических моделей является исследование устойчивости к возмущениям различных параметров. Поскольку стохастический характер имеют как характеристики свойств материала на всех структурно-масштабных уровнях, так и воздействия, продуцируемые стохастическими граничными условиями, актуально исследование получаемых с использованием КМ решений (истории изменения откликов) по отношению к возмущениям входных данных (истории воздействий и начальных условий) и оператора.

Было введено определение устойчивости решения, в отличие от традиционного учитывающее возможные возмущения истории изменения воздействий и возмущения оператора, осуществляемые в разные моменты в течение всего рассматриваемого времени процесса [2]. Предложена методика численной оценки устойчивости многоуровневых конститутивных моделей [2], основанная на интегральной оценке отклонения отклика при рассмотрении разнообразных возмущений начальных условий, истории воздействий, оператора, и определении интегральной нормы отклонения получаемых решений от базовых.

Разработанная методика была апробирована на базовой двухуровневой статистической КМ ГЦК-поликристалла (меди), установлена устойчивость рассматриваемых решений [3]. Затем методика была применена для исследования более сложных многоуровневых КМ, в частности, трехуровневой КМ, включающей описание зернограничного проскальзывания и режима сверхпластического деформирования [4], а также трехуровневой КМ, учитывающей фрагментацию при невысоких температурах. Результаты проведенных численных экспериментов свидетельствуют об устойчивости многоуровневых КМ. На основе результатов анализа математической структуры моделей установлены причины отсутствия неустойчивых решений при рассматриваемых условиях, предложено физическое обоснование этого.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.
2. Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А. Об одном подходе к численной оценке устойчивости многоуровневых конститутивных моделей материалов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2021. – Т. 14, №1. – С. 61–76.
3. Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А. Некоторые результаты численной оценки устойчивости двухуровневой конститутивной модели ГЦК-поликристалла // Вычислительная механика сплошных сред. – 2021. – Т. 14, № 2. – С. 127–143.
4. Shveykin A.I., Trusov P.V., Sharifullina E.R. Statistical crystal plasticity model advanced for grain boundary sliding description // Crystals. – 2020. – Vol. 10, № 9. – P. 18.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОГНЕУПОРНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ SiO_2

^{1,2}Шилько Е.В., ¹Григорьев А.С., ^{1,2}Дмитриев А.И., ¹Лапшина А.А., ³Заболотский А.В.,
⁴Андреев К.П.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Томский государственный университет, Томск*

³*ООО «Группа «Магнезит», Сатка, Челябинская обл.*

⁴*Wuhan University of Technology, Wuhan, China*

Высокотемпературные керамики широко используются в качестве материалов футеровочных изделий в агрегатах для производства стали, стекла, цемента. В процессе эксплуатации такие материалы подвергаются, помимо интенсивных термических нагрузок, и регулярным механическим воздействиям при перемещениях или поворотах агрегатов (например, ковшей), загрузке лома, сервисном обслуживании т.д. Поэтому современные огнеупорные керамики должны обладать высокими значениями механических характеристик.

К ключевым механическим характеристикам керамики относят прочность на сжатие, асимметрию прочности (отношение прочности на сжатие к прочности на растяжение) и вязкость разрушения (комплексный параметр, связанный с работой разрушения и способностью материала тормозить рост внутренних трещин и разрушаться квазихрупко). Данные характеристики определяются не только фазовым составом материала, но в значительной степени и особенностями структуры. Соответственно, современные подходы к управлению механическими свойствами огнеупорных материалов базируются на решении задач дизайна внутренней структуры.

Одним из перспективных путей управления механическими свойствами является изменение параметров поровой структуры огнеупора. Действительно, характеристики поровой структуры оказывают значимое влияние на эффективные упругие модули материала и величину прочности, а также на вязкость разрушения. В то время как общий спектр размеров пор определяется гранулометрическим составом зерен, особенности распределения пор по размерам, форма и связанность пор могут варьироваться в широких пределах изменением условий получения. Кроме того, условия получения определяют и концентрацию плоскостных несплошностей (исходных микротрещин), а также локальную гетерогенность структуры. Ввиду того, что огнеупоры содержат зерна существенно различных размеров (в пределах 2-3 порядка величины), можно условно выделить два вида гетерогенности. К первому относится различие средних значений механических свойств крупных зерен и областей, образованных ансамблями мелких зерен (также именуемых матрицей). Вторым видом гетерогенности является дисперсия локальных механических свойств матрицы, определяемая комплексом микромасштабных факторов (адгезией мелких зерен друг к другу и крупным зернам, концентрацию субмикронных пор на границах раздела мелких зерен и в тройных стыках, микро- и субмикромасштабными особенностями рельефа поверхностей пор и т.д.). Первый вид гетерогенности структуры определяет эффективные (макроскопические) прочностные характеристики и особенности локализации разрушения, в то время как второй может оказывать сильное влияние на режим и хрупкость разрушения.

Для осознанного управления структурой несплошностей в огнеупорном материале необходимо понимание влияния каждого из перечисленных факторов на механические свойства, а также их возможного взаимовлияния. Эффективным подходом к проведению такого анализа является компьютерное моделирование с применением низкоуровневых моделей, учитывающих ключевые особенности зеренной, поровой и трещиноватой структуры огнеупора. Настоящая работа посвящена созданию двухмасштабной дискретно-элементной модели пористых огнеупорных материалов, которая базируется на следующих принципах:

- разделение спектра пространственных масштабов на два, а именно масштаб крупных зерен и пор (мезомасштаб) и объединенная совокупность более мелких масштабов (микромасштаб);

- представление огнеупора как композита, в котором области, образованные микромасштабными структурными элементами, рассматриваются как эффективная среда.

С использованием данных принципов разработана двухмасштабная (мезо-микро) механическая модель керамического огнеупора на основе SiO_2 , широко применяемого в металлургии в качестве материала для футеровок теплозащитных элементов коксовых батарей и теплообменников доменных печей. Модель явным образом учитывает крупные зерна размерами более 100 мкм (мезомасштабные включения в композите). Ансамбль зерен более мелких фракций («микрзерен») описывается эффективно как гомогенизированный скелет мезопористой матрицы модельного композита. Модель также явно учитывает поры размером более 30 мкм (мезопоры) и плоскостные несплошности (мезотрещины) той же протяженности. Влияние более мелких пор и трещин (микропоры и микротрещины) эффективно учитывается посредством неоднородного пространственного распределения локальных механических свойств (прочности и модуля Юнга) стенок скелета мезопористой матрицы.

С использованием дискретно-элементной реализации модели проведено изучение влияния основных составляющих дефектной структуры огнеупора SiO_2 (мезопористости, мезотрещин и микромасштабных несплошностей, учитываемых посредством гетерогенности мелкозернистой матрицы) на его эффективные механические свойства и особенности разрушения.

Результаты моделирования позволили выделить два параметра пористости, которые контролируют эффективные упругие и прочностные характеристики материала: (а) характерный размер фракции пор, вносящий основной вклад в общую пористость; (б) степень связанности поровой структуры. Оба параметра оказывают влияние одного порядка величины на эффективные свойства. Их сочетанием, в частности, можно добиться уменьшения коэффициента пористого материала до значений ниже коэффициента Пуассона беспористого материала.

Исходные плоскостные несплошности в структуре огнеупора (внутренние мезотрещины) определяют не только снижение жесткости и прочности материала, но и выраженную асимметрию упругих свойств. При этом влияние исходных микротрещин на поведение материала в условиях сжатия сильно зависит от величины локального коэффициента сухого трения. В частности, при высоких значениях коэффициента трения (больше 0,5) прочность трещиноватого материала на сжатие может приближаться прочности материала без исходных трещин даже высокой (10-20%) концентрации исходных микротрещин.

Особенности «низкомасштабной» дефектности мелкозернистых областей (матрицы огнеупора) оказывают большое влияние на кинетику накопления мезоповреждений в нагружаемом материале и на характер их распределения в представительном объеме. В свою очередь, интенсивность накопления и пространственное распределение повреждений определяют интенсивность деградации жесткости материала, а следовательно, и предельные механические характеристики (прочность и предельную деформацию) и квазихрупкость разрушения макрообъемов огнеупора. Такое опосредованное влияние можно рассматривать как проявление иерархии механизмов неупругой деформации и разрушения, присущей материалам с многомасштабной структурой, к которым относятся огнеупоры на основе диоксида кремния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.

МЕТОД РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ КОМПОЗИТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕЖФАЗНЫМ СЛОЕМ

¹Шилько С.В., ^{1,2}Черноус Д.А., ³Панин С.В.

¹Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем
имени В.А. Белого Национальной академии наук Беларуси», Гомель

²Белорусский государственный университет транспорта, Гомель

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Работоспособность высоконагруженных трибосопряжений во многом определяется прочностными и теплофизическими характеристиками используемых материалов. Представляет интерес применение высокоэффективных полимеров с дисперсным углеродным наполнителем, антифрикционное действие которого (как показано, например, в [1]), обусловлено армированием и демпфированием поверхностного слоя. Кроме того, известно [2], что наполнение матричной компоненты углеродом позволяет существенно повысить теплопроводность. Таким образом, можно прогнозировать существенное уменьшение температуры в зоне трения за счет отвода тепла, что особенно актуально при создании композиционных материалов для тормозов, сцеплений и т.п., в которых фрикционный слой адгезионно соединен с металлической основой.

Однако исследования по разработке углеродсодержащих материалов для эффективного теплоотвода применительно к изделиям электроники [3] показали определенные проблемы по достижению желаемых теплофизических показателей. Они связаны с отсутствием прогнозирующих моделей теплопроводности из-за весьма малой толщины формирующегося межфазного слоя (50–100 нм) в сравнении с характерным размером частиц наполнителя (50–100 мкм), что затрудняет численный (например, конечно-элементный) анализ.

Целью исследования является разработка аналитического метода описания процесса распространения тепла с учетом термосопротивления границы раздела компонентов (матрицы и наполнителя).

Используемое в настоящее время соотношение для граничного теплового сопротивления между компонентами имеет вид

$$R_{m \rightarrow f} = \frac{2(\rho_m v_m + \rho_f v_f)^2 v_f}{c_m \rho_m^2 v_m^4 \rho_f}$$

Здесь v_m , v_f – эквивалентная скорость звука в материале матрицы и наполнителя соответственно; ρ_m , ρ_f – плотность материалов матрицы и наполнителя соответственно; C_m – удельная теплоемкость материала матрицы.

Недостатками такого описания является рассмотрение только одного направления теплового потока (от матрицы к наполнителю) и невозможность расчета граничного теплового сопротивления между компонентами с близкими значениями характеристик.

Предлагается альтернативное описание

$$R_{f \leftrightarrow m} = R_{m \rightarrow f} - R_{f \rightarrow m} = \frac{2(\rho_f v_f + \rho_m v_m)^2 |c_f \rho_f v_f^3 - c_m \rho_m v_m^3|}{(\rho_f v_f \rho_m v_m)^2 c_m c_f v_{\min}^2},$$

$$v_{\min} = \min(v_f, v_m).$$

Уточненный метод расчета теплопроводности основан на модели Такаянаги (рис. 1), гипотезе составного включения и эквивалентной матрицы. Исходными данными являются: a – минимальный диаметр частицы; χ – коэффициент анизотропии частицы (отношение наименьшего размера к наибольшему); h – толщина покрытия; ϕ – объемная доля частиц.

Вычисляемые параметры: b , a_0 , b_0 определяются по формулам

$$b = \frac{a}{\chi}, \quad \frac{(a+2h)^2(b+2h)}{a_0^2(a_0+b-a)} = \phi, \quad b_0 = a_0 + b - a.$$

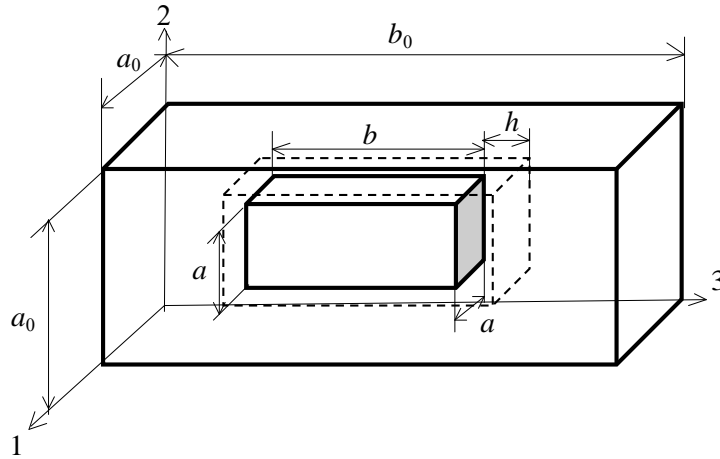


Рис. 1. Модель Такаянаги анизотрического включения с покрытием

Коэффициент теплопроводности вычисляется по осям 1 и 3 следующим образом:

$$\lambda_1 = \frac{1}{a_0 b_0} [ab\lambda_1' + ((a+2h)(b+2h) - ab)\lambda_1'' + (a_0 b_0 - (a+2h)(b+2h))\lambda_m],$$

$$\lambda_1' = a_0 \left[\frac{a}{\lambda_f} + \frac{2h}{\lambda_l} + \frac{a_0 - a - 2h}{\lambda_m} + 2R_{f-l} + 2R_{l-m} \right]^{-1},$$

$$\lambda_1'' = a_0 \left[\frac{a+2h}{\lambda_l} + \frac{a_0 - a - 2h}{\lambda_m} + 2R_{l-m} \right]^{-1},$$

$$\lambda_3 = \frac{1}{a_0^2} [a^2\lambda_3' + ((a+2h)^2 - a^2)\lambda_3'' + (a_0^2 - (a+2h)a)\lambda_m],$$

$$\lambda_3' = b_0 \left[\frac{b}{\lambda_f} + \frac{2h}{\lambda_l} + \frac{b_0 - b - 2h}{\lambda_m} + 2R_{f-l} + 2R_{l-m} \right]^{-1},$$

$$\lambda_3'' = b_0 \left[\frac{b+2h}{\lambda_l} + \frac{b_0 - b - 2h}{\lambda_m} + 2R_{l-m} \right]^{-1},$$

где λ_f , λ_l , λ_m – коэффициент теплопроводности материалов наполнителя (алмаз), покрытия и матрицы соответственно; R_{f-l} , R_{l-m} – термосопротивление границы раздела «наполнитель-покрытие» и «покрытие-матрица» соответственно.

Усредненный коэффициент теплопроводности при хаотической ориентации частиц рассчитывается по формуле:

$$\lambda_c = \frac{1}{3}(2\lambda_1 + \lambda_3).$$

Проведенный мезомеханический анализ позволяет вычислить оптимальное объемное содержание, форму частиц дисперсного наполнителя и толщину модифицирующего покрытия) по критерию максимальной теплопроводности.

Исследование поддержано БРФФИ (проекты T22КИ-032 «Эволюция микроструктуры и стабильность термических свойств композитов алмаз/алюминий при термоциклировании») и T22КИТГ-003 «Высокопроизводительная технология модифицирования алюминиево-алмазных композиционных материалов для терморегулирования»). С.В. Панин благодарит поддержку проекта государственного задания ИФПМ СО РАН FWRW-2021-0010.

1. Антифрикционные и механические свойства термопластичных углеродных композитов на основе полиэфирэфиркетона / С.В. Панин, Ань Нгуен Дык, Л.А. Корниенко, В.О. Алексенко, Д.Г. Буслович, С.В. Шилько // Трение и износ. – 2020. – Т. 41, № 4. – С. 427–435.
2. Khan J., Momin S. A., Mariatti M. A review on advanced carbon-based thermal interface materials for electronic devices // Carbon. – 2020. – Vol. 168. – P. 65–112. – DOI:10.1016/j.carbon.2020.06.012.
3. Giri A., Hopkins P. E. A review of experimental and computational advances in thermal boundary conductance and nanoscale thermal transport across solid interfaces // Adv. Funct. Mater. – 2019. – Vol. 30 (8). – 1903857.

НЕЛИНЕЙНОЕ ВЛИЯНИЕ ПОРОВОЙ ЖИДКОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЕТОНОВ ПРИ СЖАТИИ

^{1,2}Шилько Е.В., ³Коноваленко Иг.С., ¹Григорьев А.С.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Высокопрочные бетоны повсеместно используются в качестве высокоэффективного строительного материала для элементов конструкций, функционирующих в водной среде или атмосфере насыщенных паров воды. Известными примерами являются дамбы, опоры мостов, морские платформы, причальные стенки, оболочки шахтных стволов в обводненных грунтах и т. д. Поскольку бетон является проницаемым пористым материалом, поровое пространство раствора (основного компонента бетона) заполняется водой, по крайней мере, на глубину до 10-20 см. Известно, что вода или водный раствор в поровом пространстве оказывает существенное влияние на механические свойства бетонов. В частности, поровая жидкость является причиной многочисленных явлений преждевременного хрупкого разрушения при нагрузках, значительно меньших допустимых для материала в сухом состоянии. Эффект поровой жидкости наиболее однозначно проявляется в условиях сжатия, наиболее типичного вида напряженного состояния элементов бетонных конструкций.

Ключевым фактором, определяющим снижение прочности флюидонасыщенных бетонов при сжатии, является поровое давление, которое оказывает разрывающее воздействие на стенки пористого каркаса. При этом, вследствие связности порового пространства и текучести поровой жидкости, скорость роста порового давления при сжатии бетона зависит от скорости нагружения. Выделяют два «предельных» диапазона скорости деформации для водонасыщенных бетонов: квазистатический ($<10^{-4} \text{ с}^{-1}$) и динамический ($>10^1 \text{ с}^{-1}$). В первом интервале прочность водонасыщенного бетона незначительно снижается с ростом скорости нагружения. Во втором интервале ведущую роль играют динамические (инерционные) свойства твердофазного скелета и вязкостные свойства порового флюида, которые определяют значительное повышение динамической прочности бетона. Эти два диапазона скоростей деформации связаны широким, но гораздо менее изученным «промежуточным» интервалом, в котором механическое поведение водонасыщенных бетонов и зависимость прочности от скорости деформации имеют отличительные особенности. В частности, скорость роста порового давления при нагружении становится сравнимой и превышает «релаксационный» эффект фильтрации порового флюида, но роль факторов инерции и вязкости остается малой или пренебрежимо малой. Соответственно, характер разрушения и прочность на сжатие контролируются динамическим параметром, характеризующим баланс скоростей двух конкурирующих процессов: приложенной деформации (сжатия порового пространства) и перераспределения поровой жидкости.

Настоящая работа посвящена численному изучению влияния конкуренции двух указанных конкурирующих процессов на разрушение и величину прочности на сжатие высокопрочных бетонов в «промежуточном» интервале скоростей деформации. Актуальность такого анализа определяется, в частности, тем, что многие динамические воздействия на подводные сооружения в процессе эксплуатации (в том числе многократные удары тяжелых плавучих объектов) происходят при скоростях деформации, лежащих в этом интервале. Исследование проведено с использованием разработанной авторами связанной дискретно-элементной модели высокопрочного бетона с двухмасштабной пористостью, включающей заполненные поровой жидкостью капиллярную сеть и микропоры.

Результаты моделирования показали, что величина динамической прочности является убывающей сигмоидальной функцией безразмерного параметра, смысл которого аналогичен числу Дарси и характеризует отношение скоростей деформации и фильтрации поровой жидкости. При этом влияние поровой жидкости на динамическое механическое поведение бетона определяется не только абсолютной величиной пористости, но и количеством

масштабов поровой структуры. В частности, разрушение бетона, содержащего только мелкомасштабную связанную пористость (капиллярную сеть пор), является типично хрупким и множественным, характеризующимся образованием сети внутренних трещин. В матрице цементного камня формируются области сильного разрушения (зоны кливажа) вплоть до дробления материала. Введение крупномасштабных пор (микропор) приводит к качественному изменению динамики роста трещины и ярко выраженной локализации разрушения. Трещины возникают не на межфазных границах (как при одномасштабной капиллярной пористости), а на микропорах и развиваются скачкообразно (от микропоры к микропоре). Более того, зоны скола отсутствуют даже при достаточно высоких характерных скоростях деформации $>1 \text{ с}^{-1}$. Последнее является следствием большого количества центров зарождения трещин (микропоры), позволяющих эффективно релаксировать высокие локальные касательные напряжения без расслаивания и дробления материала.

Также установлено, что микропоры не только уменьшают величину прочности бетона на сжатие, но и понижают порог чувствительности бетона к скорости нагружения (величину скорости деформации, при которой эффект снижения прочности становится значимым) на 1-2 порядка. При этом протяженность интервала скоростей деформации, в котором динамическая прочность бетона уменьшается от дренированного (максимального) до недренированного (минимального) значения возрастает на два порядка величины.

Описанные эффекты являются следствием более сильного увеличения порового давления в микропорах при сжатии в сравнении с капиллярами. Действительно, градиент порового давления между микропорой и окружающей матрицей выше, чем внутри матрицы, а характерная скорость потока жидкости из микропор в окружающую матрицу выше, чем в матрице. Интенсивный приток флюида в матрицу ускоряет рост порового давления и перераспределение флюида в матрице. Поэтому влияние транспорта поровой жидкости между микро- и капиллярными поровыми пространствами на напряженное состояние и прочность бетона значимо уже при низких скоростях деформации.

Таким образом, механическое влияние порового давления на прочность бетонов с двухмасштабной структурой пор (эффект снижения прочности) может быть существенным уже при малых скоростях деформации, приближающихся к квазистатическому режиму нагружения. Фактором, определяющим верхний предел квазистатического режима нагружения, является микропористость (в случае, если объемная доля микропор превышает некоторую характерную величину порядка нескольких процентов), а сеть пор меньшего масштаба (капиллярная пористость) определяет само явление скоростной чувствительности прочности бетона на сжатие и логистическую форму зависимости прочности от скорости деформации.

Результаты исследования способствуют углублению понимания роли порового давления в возникновении предельного состояния бетонов, а также других хрупких твердых тел с многомасштабной структурой пор. Эти результаты могут быть использованы, в частности, при разработке прогнозных моделей деградации и абразивного износа морских бетонных конструкций в Арктике при многократном динамическом контактном нагружении морским льдом и/или другими плавучими объектами, а также для определения «оптимальных» параметров внутренней структуры бетонов, функционирующих в условиях влагонасыщения или в водной среде.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0002.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КОМПАКТИРОВАНИЯ МЕДНЫХ ПОРОШКОВ

^{1,2}Эбель А.А., ¹Майер А.Е., ¹Родионов Е.С., ¹Лупанов В.Г.

¹Челябинский государственный университет, Челябинск

²Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

Интенсивное облучение и высокоскоростное столкновение металлов приводит к формированию и распространению в них импульсов ударного сжатия. При распространении импульса сжатия по порошку металла происходит динамическое компактирование частиц порошка. Нами ранее предложена микромеханическая модель компактирования нанопорошков [1,2], которая позволяет оценить степень компактирования, механический отклик материала и может быть использована в качестве определяющего уравнения в каждом элементе среды при моделировании распространения ударных волн по нанопорошку [2]. Модель учитывает изменение формы частиц при вдавливании, действие поверхностного натяжения и упругих натяжений, а также кинетику пластической деформации. Для случая наночастиц микромеханическая модель верифицировалась и параметризовалась по данным МД моделирования [1,2]. В данной работе для рассмотрения компактирования микрометровых и миллиметровых частиц, обычно использующихся в порошковой металлургии, применяется численный метод сглаженных частиц (SPH) с моделью дислокационной пластичности; численная схема описана в [3]. Обучение микромеханической модели проводится по данным SPH моделирования сжатия отдельных медных частиц. Для верификации SPH модели проводились эксперименты по соударению медных частиц сферической формы диаметром 3 мм с пластиной со скоростями до 300 м/с. Показано хорошее соответствие экспериментальной и рассчитанной формы частицы после соударения. Микроструктурный анализ показал значительное измельчение зернистой структуры в деформированных частях образцов.

Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-03) и Фондом перспективных научных исследований ЧелГУ.

1. Mayer A.E., Ebel A.A., Al-Sandoqachi M.K.A. Plastic deformation at dynamic compaction of aluminum nanopowder: molecular dynamics simulations and mechanical model // Int. J. Plast. – 2020. – Vol. 124. – P. 22–41. – DOI:10.1016/j.ijplas.2019.08.005.
2. Mayer A.E. Micromechanical model of nanoparticle compaction and shock waves in metal powders // Int. J. Plast. – 2021. – Vol. 147. – P. 103102. – DOI:10.1016/j.ijplas.2021.103102.
3. Taylor impact tests with copper cylinders: experiments, microstructural analysis and 3D SPH modeling with dislocation plasticity and MD-informed artificial neural network as equation of state / Rodionov E.S., Lupanov V.G., Grachyova N.A., Mayer P.N., Mayer A.E. // Metals. – 2022. – Vol. 12. – № 2. – P. 264. – DOI:10.3390/met12020264.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МОДУЛЕЙ ОБЪЁМНОГО СЖАТИЯ ГОРНОЙ ПОРОДЫ КАК УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ CUDA

^{1,2}Яковлев М.Я., ^{1,2}Никитин Л.С., ¹Быстров И.Д., ³Ярушина В.М., ^{1,4}Подладчиков Ю.Ю.

¹МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва

²ООО «Фидесис», Москва

³Институт энергетических технологий Норвегии, Кьеллер, Норвегия

⁴Университет Лозанны, Лозанна, Швейцария

В большинстве задач геомеханики горную породу рассматривают как неоднородный упругопластический пористый материал. Для неоднородных сред обычно актуальна гомогенизация – оценка осреднённых свойств (например, механических) среды. Одним из механических параметров материала является модуль объёмного сжатия K , который определяет, насколько сильно изменяется объём материала при всестороннем сжатии гидростатическим давлением. Для пористой среды также существует модуль объёмного сжатия порового пространства K_ϕ , определяющий изменение объёма пор в материале при всестороннем сжатии:

$$K_\phi = -\frac{dp_e}{d\phi} \quad (1)$$

Здесь p_e – эффективное давление, воздействующее на внешнюю границу материала; ϕ – пористость.

Доклад посвящён численной оценке эффективного K_ϕ для модели горной породы в виде пористого материала регулярной структуры, в двумерном случае. Оценка производится путём расчёта на представительной площади материала [1], на которой численно решается краевая статическая упруго-пластическая задача с приложенными граничными условиями в виде сжимающего давления. Результат решения задачи позволяет оценить изменение площади пор – и, соответственно, изменение пористости. Зная изменение эффективного давления и изменение пористости, можно вычислить эффективный K_ϕ по формуле (1).

Описанный алгоритм оценки был реализован в виде программы, распараллеленной с помощью технологии CUDA для расчёта на GPU [2]. Для решения статических упруго-пластических задач используется метод конечных разностей с регулярной (декартовой) сеткой по пространству и метод установления с явной схемой по времени. Применение данных методов позволяет проведение быстрых расчётов на сетках с большим разрешением по пространству. Также данный алгоритм был реализован в виде программного модуля в составе прочностного пакета «Фидесис» [3] с использованием метода спектральных элементов, позволяющим проводить расчёты с высоким порядком аппроксимации по пространству.

С помощью разработанных программных средств проводилась оценка эффективного K_ϕ для простейшей двумерной модели пористого материала – квадратной пластины с круговым отверстием. Рассматривалось плоско-деформированное состояние, слабосжимаемый материал и критерий пластичности Мизеса: для такой задачи существует аналитическое решение, приведённое в [4]:

$$K_\phi = \frac{G}{\phi \left(1 + \frac{\tau^2}{Y^2} \right) \exp \left(\frac{|p^e|}{Y} - 1 \right)} \quad (2)$$

Здесь G – модуль сдвига материала модели, Y – предел текучести, τ – девиаторная часть эффективного тензора напряжений. Расчёты показали хорошее совпадение результатов с аналитической формулой при малой пористости и при небольшом размере пластической зоны относительно всей модели. При увеличении сжимающего давления и расширении пластической зоны формула (2) уже не так точно описывает эффективный K_ϕ .

Далее была рассмотрена более сложная модель – квадратная пластина с множеством круговых отверстий. Такая модель позволяет учитывать при сжатии взаимодействие

пластических зон вокруг разных пор (рис. 1а) – вплоть до слияния этих зон. Формула (2) выведена без учёта такого взаимодействия: она выводилась из аналитического решения плоской упругопластической задачи [5] для случая деформации бесконечной плоскости с одним круговым отверстием. Однако расчёты показали, что и для модели с несколькими отверстиями численные результаты очень хорошо согласуются с аналитическими вплоть до того момента, когда пластические зоны сливаются друг с другом. В момент слияния формула перестает работать, а эффективный K_ϕ падает в 20-50 раз (рис. 1б, сплошная зелёная линия на графике – аналитическое решение, штриховая чёрная – численное).

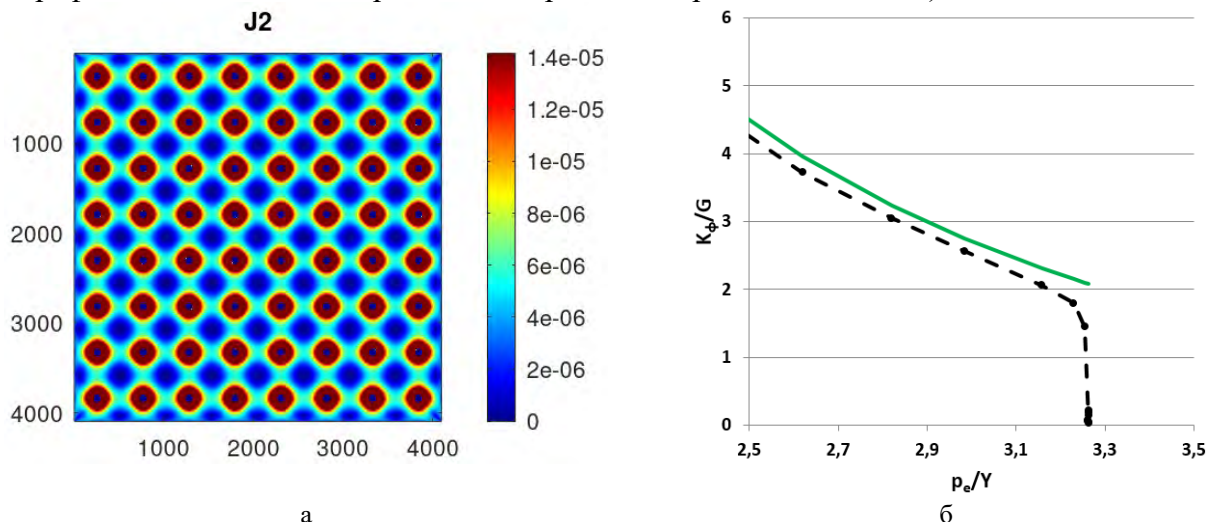


Рис. 1. Результаты расчёта на модели с множеством пор: распределение второго инварианта тензора напряжений (а) и график зависимости эффективного K_ϕ от приложенного давления (б)

По результатам расчётов можно сделать выводы о корректности вычислений разработанных программ. И формула (2), и численные результаты дают в упругопластическом случае быстрое (экспоненциальное) уменьшение эффективного K_ϕ при увеличении эффективного сжимающего давления p_e , а также относительно медленное уменьшение K_ϕ при постоянном p_e и при увеличении девиаторной составляющей τ эффективного тензора напряжений. При этом численные расчёты при помощи программ позволяют получить эффективный K_ϕ в тех случаях, когда аналитическое решение уже не работает: например, при значениях p_e и τ , выходящих за пределы применимости решения Л.А. Галина [5] – а также для модели с несколькими отверстиями, пластические зоны вокруг которых сливаются при нагружении.

Исследование выполнено в МГУ имени М.В. Ломоносова при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение № 075-15-2022-1106 от 27.06.2022) и Российского научного фонда (проект № 19-71-10008).

1. Numerical Estimation of Effective Mechanical Properties for Reinforced Plexiglas in the Two-Dimensional Case / V. Levin, I. Vdovichenko, A. Vershinin., M. Yakovlev, K. Zingerman // Model. Simul. Eng.– 2016. – Article ID: 9010576.
2. Яковлев М.Я., Никитин Л.С., Левин В.А. Численное моделирование эффективных механических свойств кернa путём расчёта на графических процессорах // Тезисы докладов международной конференции «Физическая мезомеханика», 5-8 сентября 2022 г., Томск, Россия. – С. 375–376.
3. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://cae-fidesys.ru/>
4. Yarushina V.M., Podladchikov Y.Y., Wang L.H. Model for (De)Compaction and Porosity Waves in Porous Rocks Under Shear Stresses // J. Geophys. Res. Solid Earth. – 2020. – Vol. 125. – Article ID: e2020JB019683.
5. Галин Л. А. Плоская упруго-пластическая задача // ПММ. – 1946. – Т. 10, вып. 3. – С. 367–386.

РЕШЕНИЕ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ОЦЕНКИ ГЕОМЕТРИИ ЯЧЕЙКИ МЕТАМАТЕРИАЛА-АУКСЕТИКА ПО ЕГО УПРУГИМ СВОЙСТВАМ С ПОМОЩЬЮ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПРОЧНОСТНОГО ПАКЕТА "FIDESYS"

^{1,2}Яковлев М.Я., ¹Танасевич П.С., ^{1,2}Вершинин А.В., ¹Левин В.А.

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова

²ООО «Фидесис», Москва

Метаматериалами [0] называются композиционные материалы, обладающие нестандартными свойствами за счет геометрии микроструктуры материала [0]. Ауксетик – это материал, у которого отрицательный коэффициент Пуассона. Отличительная особенность таких материалов – при изгибающей нагрузке они деформируются в выпуклую форму, в отличие от седловидной формы, наблюдаемой у материалов с обычной структурой; а при растяжении они расширяются в перпендикулярном растяжению направлении. Природными ауксетиками являются, например, некоторые горные породы и минералы (пирит), бумага, некоторые полимеры (Gore-tex). Также существуют метаматериалы-ауксетики [0], создаваемые человеком (как правило, они печатаются на 3D-принтере – как и другие виды метаматериалов).

В докладе описывается подход к решению обратной задачи определения геометрических параметров ячейки метаматериала-ауксетика по заданным механическим характеристикам с помощью машинного обучения [0]. Основная цель – решение такой обратной задачи, которая поможет ликвидировать проблемы проектирования рассматриваемых ауксетических метаматериалов, а также поможет создавать более качественные, с точки зрения своих механических характеристик, материалы.

В докладе рассматриваются два типа структур ауксетиков – «бабочка» и «квадратная сетка» (см. рис. 1).

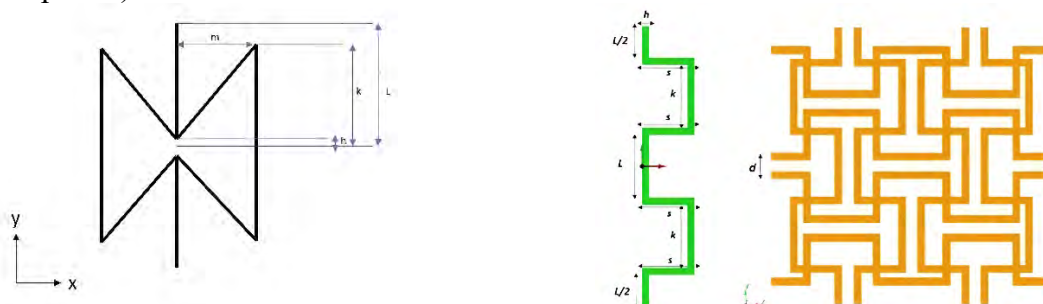


Рис. 1. Структуры исследуемых моделей, левая – модель «бабочка», правая – «квадратная сетка»

В докладе описаны постановка задачи и модель ауксетического метаматериала. Так как метаматериал – неоднороден по своей структуре, актуальной задачей является оценка его эффективных свойств [0]. Это прямая задача. Она основывается на соотношениях механики деформируемого твёрдого тела, решается 6 краевых задач теории упругости. Основное используемое уравнение – уравнение равновесия [0]:

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \quad (1)$$

При прямом решении задачи: сначала создается математическая модель, а затем исследуются ее механические свойства с помощью моделирования методом конечных элементов (МКЭ). Эффективные механические свойства вычисляются с помощью модуля "Фидесис Композит" в составе российского прочностного программного пакета "Фидесис" [0]. С помощью модуля "Фидесис Композит" было решено более 25,000 прямых задач оценки эффективных свойств для двух ячеек метаматериала-ауксетика – тем самым был создан набор синтетических данных для обучения на нем модели машинного обучения (ММО).

В ходе исследования была разработана ММО, которая может успешно генерировать параметры ауксетических метаматериалов с заданными модулями Юнга и коэффициентами Пуассона. Был создан большой набор данных, состоящий из геометрических паттернов и

соответствующих им механических свойств. Геометрические параметры брались в допустимых с механической точки зрения пределах (ограничение – при заданных параметрах должна существовать модель желаемой структуры и сохранять ауксетические свойства). Сгенерированные данные сравнивались с фактическими. Для проверки ММО и ее совершенствования используется метрика качества SMAPE [8], которая представляет собой симметричную среднюю абсолютную ошибку и выражается в процентах.

$$SMAPE = \frac{1}{n} \sum \frac{2|\text{предсказанные} - \text{актуальные}|}{|\text{предсказанные} + \text{актуальные}|} \quad (2)$$

Также показаны и аргументированы пределы допустимых значений геометрических параметров каждой модели ауксетиков. Проведены исследования зависимости коэффициентов Пуассона от параметров моделей. Показаны максимальные по модулю значения коэффициента Пуассона для моделей метаматериалов.

Проведенная верификация разработанной ММО — показала, что средняя ошибка предсказаний составляет 5%.

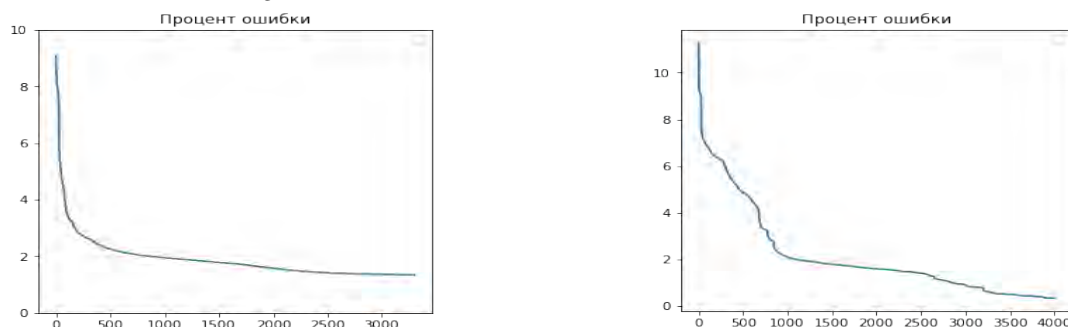


Рис. 2. Метрика SMAPE, процент ошибки для двух моделей ауксетика, левый – модель «бабочка», правый – модель «квадратная сетка»

Таким образом, в работе решена обратная задача определения геометрических параметров двумерного метаматериала-ауксетика с помощью алгоритмов машинного обучения по заданным эффективным свойствам (коэффициенту Пуассона и модулю Юнга). Разработанную модель машинного обучения можно использовать, чтобы получить подходящие геометрические параметры модели при задании желаемых механических характеристик.

Исследование выполнено в Московском государственном университете имени М.В. Ломоносова при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №19-71-10008).

1. Numerical analysis of the effective thermal properties and the stability for NTE metamaterials using CAE Fidesys / Yakovlev M.Ya., Tanasevich P.S., Vershinin A.V. // AIP Conference Proceedings. – Vol. 2509. – Article ID 020210.
2. О численной оценке эффективных характеристик периодических ячеистых структур с использованием балочных и оболочечных конечных элементов с помощью CAE Fidesys / Левин В.А., Зингерман К.М., Яковлев М.Я. // Чебышёвский сборник. – 2019. – Т. 20, №2. – С. 528–541.
3. Auxetic metamaterials and structures: A review / Xin Ren, Raj Das, Phuong Tran // Smart Materials and Structures. – 2018. – Vol. 27. – Art. 023001.
4. Controllable inverse design of auxetic metamaterials using deep learning / Xiaoyang Zheng, Ta-Te Chen, Xiaofeng Guo // Materials and Design. – 2021. – Vol. 211(11). – Art. 110178
5. Calculation of the effective thermal properties of the composites based on the finite element solutions of the boundary value problems / I.I. Vdovichenko, M.Ya. Yakovlev, A.V. Vershinin // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 158, I. 1. – Article 012094.
6. Лурье А.И. Теория упругости. – М.: Наука, 1970. – 940 с.
7. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: <http://cae-fidesys.ru/>
8. Official user guide scikit-learn – Режим доступа https://scikit-learn.org/stable/user_guide.html

HOW STATIC IS THE STATIC FRICTION COEFFICIENT? THE ROLE OF FRICTION VECTOR ROTATION

Ken Nakano, Valentin L. Popov

Yokohama National University & Technische Universität Berlin

Since Coulomb [1], dry friction is divided into static and sliding friction, or *stick* and *slip*. The transition from stick to slip is of fundamental importance for many physical and technical systems ranging from friction force microscopy over the huge scope of macroscopic tribology up to tectonic dynamics [2-5]. The physical nature of this transition has been the subject of theoretical and experimental investigations over centuries. To our best knowledge, previous approaches to understanding stick-slip transition were based on the "axiom" that the force of friction is directed opposite to the macroscopic sliding direction. The state-and-rate friction laws [6, 7], which appeared in late 1970s and marked a breakthrough in understanding of the stick-slip transition, also belong to this category. Here we show that an essential role in the stick-slip transition may be played by the in-plane *rotation* of friction force – a phenomenon that has eluded the attention of researchers for decades. We investigate experimentally the simplest tribological system showing pronounced stick-slip behavior – a rigid mass pulled by a cantilever spring, a setup used already by Coulomb [1]. Precise measurements confirm the known fact that the apparent “stick” phase is in reality a phase of very slow creep, followed by a rapid sliding (“slip phase”). The astonishing experimental fact is, however, that the absolute value of the force of friction remains almost constant from the very beginning of the stick phase, only rotating in the sliding plane! The misalignment between the direction of macroscopic sliding and the direction of the force of friction is possible due to finite stiffness of the “junction” between the drive and the contact point. We call this specific mechanism of apparent stick due to rotation of the force direction “*dynamic stiction*”. Another astonishing phenomenon is found in high frequency oscillations perpendicular to the pulling direction in the “dynamic stick” phase. Our results establish a new perspective on the transition from stick to slip and elucidate the system parameters determining both the slow creep and the stick-slip transition. At the same time, new light is shed on the problem of high frequency oscillations due to friction.

1. Coulomb C.A. Theorie des machines simple. – Bachelier, 1821.
2. Bowden F.P., Tabor D. The friction and lubrication of solids. – Clarendon Press, Oxford, UK, 1986. – 374 pp.
3. Persson B.N.J. Sliding Friction. Physical Principles and Applications. – Springer, 2000.
4. Popov V.L. Contact Mechanics and Friction. Physical Principles and Applications. 2nd Ed. – Springer, 2017. – 391 p.
5. Scholz C.H. Earthquakes and Friction Laws // Nature. – 1998. – Vol. 391. – P. 37-42.
6. Dieterich, J.H. Time Dependent Friction and the Mechanics of Stick-Slip // Pure Appl. Geophys. – 1978. – Vol. 116. – P. 790–806.
7. Rice, J. R., Ruina, A. L. Stability of Steady Frictional Slipping // J. Appl. Mech. – 1983. – Vol. 50. – P. 343–349.
8. Nakano K., Popov V.L. Dynamic stiction without static friction: The role of friction vector rotation // Physical Review E. – 2020. – Vol. 102 (6). – 063001.

POISSON RATIO OF HYDROXYAPATITE IN CRYSTALLINE AND POLYCRYSTALLINE STATES

¹Muslov S.A., ²Lisovenko D.S., ³Panin S.V., ¹Arutyunov S.D.

¹A.I. Evdokimov Moscow State University of Medicine and Dentistry, Moscow

²A.Yu. Ishlinsky Institute of Problems of Mechanics RAS, Moscow

³Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk

Hydroxyapatite (hydroxylapatite) HAp $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3(\text{OH})$ belongs to the hexagonal 6/m syngony with the crystal unit lattice parameters $a = 9.418 \text{ \AA}$ and $c = 6.875 \text{ \AA}$. According to Lihong He (2008) [1], hydroxyapatite crystals belong to the space group $\text{P6}_3/\text{m}$ with crystal lattice parameters $a = 9.4166 \text{ \AA}$ and $c = 6.8745 \text{ \AA}$. Katz J.L. et al. (1971) [2] propose to consider $a = 9.422 \text{ \AA}$ and $c = 6.883 \text{ \AA}$ (for comparison, fluorapatite FAp $\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3(\text{F})$ has $a = 9.364 \text{ \AA}$ and $c = 6.879 \text{ \AA}$).

Based on the matrix of elastic constants and coefficients of compliance of hydroxyapatite HAp, calculate Poisson's ratio of crystals as a medium of hexagonal syngony. Determine the minimum and maximum values of the coefficient, its values in partial orientations and its orientation dependence. Calculate the anisotropy value of Poisson ratio and the average value of μ for a polycrystalline mineral.

Anisotropy of the Poisson's ratio of hydroxyapatite crystals. Numerical values and orientation dependence.

Poisson's ratios $\mu(\mathbf{n}, \mathbf{m})$ of a crystalline medium can be generally defined as [3]:

$$-\frac{\mu(\mathbf{n}, \mathbf{m})}{E(\mathbf{n})} = s_{12}(m_1 n_2 - m_2 n_1)^2 + (s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44})m_3^2 n_3^2 + s_{13}(m_3^2 + n_3^2)$$

$$E^{-1}(\mathbf{n}) = s_{11}(1 - n_3^2)^2 + s_{33}n_3^4 + (2s_{13} + s_{44})(1 - n_3^2)n_3^2$$

$$\mathbf{n} = \begin{pmatrix} \sin \varphi \sin \theta \\ -\cos \varphi \sin \theta \\ \cos \theta \end{pmatrix} \quad (1)$$

$$\mathbf{m} = \begin{pmatrix} -\sin \varphi \cos \theta \cos \psi - \cos \varphi \sin \psi \\ \cos \varphi \cos \theta \cos \psi - \sin \varphi \sin \psi \\ \sin \theta \cos \psi \end{pmatrix},$$

where the unit vector \mathbf{n} is directed along the tension axis, and the vector \mathbf{m} is perpendicular to it, s_{ij} – are the matrix compliance coefficients, $E(\mathbf{n})$ – is Young's modulus, and θ and ψ are Euler's angles.

Of interest is an approach based on the calculation of extreme values of Poisson's ratio of crystalline media and the creation of isosurfaces of the coefficient in space. The results of calculating Poisson's ratios of dentine and enamel as a crystal of a hexagonal structure are presented in Table 1 and Figure 1.

Table 1. Extreme values of the Poisson's ratio of hydroxyapatite μ_{\min} , μ_{\max} , its values for partial orientations and the coefficient of anisotropy of the coefficient μ_{\max} / μ_{\min}

μ_{\min}	μ_{\max}	$\mu_{[2\bar{1}\bar{1}0], [0001]}$	$\mu_{[01\bar{1}0], [2\bar{1}\bar{1}0]}$	$\mu_{[0001], [2\bar{1}\bar{1}0]}$	μ_{\max} / μ_{\min}
0.20	0.37	0.31	0.25	0.20	1.85

The figure shows a pronounced anisotropic behavior of Poisson's ratio HAp. Its values, depending on the direction in space, fluctuate over a very wide range (1.807 times). This number of times can be called the anisotropy coefficient of Poisson's ratio of hydroxyapatite.

Poisson's ratio of polycrystalline hydroxyapatite.

The mean value of Poisson's ratio HAp can be obtained by calculating the integral from [4]:

$$\langle \mu'_{ij} \rangle = \frac{1}{2\pi} \int_0^\pi \int_0^\pi \mu'_{ij}(\theta, \psi) \sin \theta d\theta d\psi \quad (2)$$

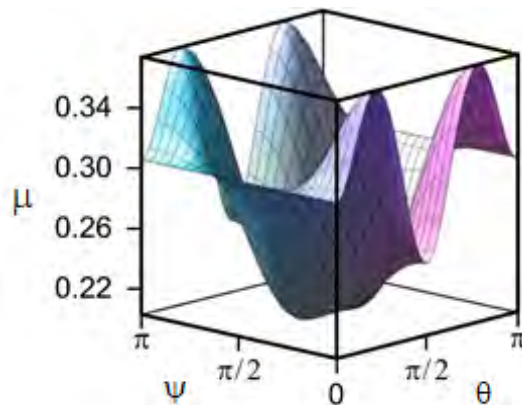


Fig. 1. Variability of Poisson's ratio of hydroxyapatite crystals

Numerical calculations of this integral give a result of 0.271, which is in good agreement with the data of ultrasonic measurements [2], as well as the data [5, 6] for the cortical bone (average 0.3). The average value of Poisson's ratio was 0.2719 (according to Voigt), 0.2707 (according to Reuss) and 0.2713 (according to Hill).

Sergey Panin acknowledges support from the project FWRW-2021-0010 through the government research assignment for ISPMS SB RAS.

1. Lihong He. Mechanical behaviour of human enamel and the relationship to its structural and compositional characteristics. – Thesis. – 2008. – 207 p.
2. Katz JL, Ukraincik K. On the anisotropic elastic properties of hydroxyapatite // J Biomech. – 1971. – Vol. 4. Iss. 3. – P. 221-7.
3. Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S. Extreme values of Young's modulus and Poisson's ratio of hexagonal crystals // Mechanics of Materials. – 2019. – V. 134. – P. 1-8.
4. Povolo F., Bolmaro R.E. Poisson's ratio in zirconium single crystals // J. of Nuclear Materials. – 1983. – Vol. 118. – Iss. 1. – P 78-82.
5. Muslov S.A., Arutyunov S.D. Mechanical properties of the tooth and peridental tissues. – Moscow. – Practical medicine. – 2020. – 256 p.
6. Muslov S.A., Pertsov S.S., Arutyunov S.D. Physical and mechanical properties of biological tissues. – Moscow. – Practical medicine. – 2023. – 456 p.

SIMULATION OF THE MECHANICAL BEHAVIOUR AT THE CONTACT REGION OF A DENTAL IMPLANT WITH BONE TISSUES UNDER SHOCK WAVE TREATMENT

Smolin A.Yu., Eremina G.M., Martyshina I.P.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk

Dental implants are becoming an increasingly important part of modern dental treatment. Developing an optimal surface design of the implant can improve its osseointegration. Promising to increase the rate of osseointegration is the use of external shock wave therapy, which has proven itself for the treatment of fractures, bone defects, and bone tissue regeneration during surgery and arthroplasty. This work aims at a numerical investigation of the effects of low-energy shock wave therapy of various ranges on the mechanical behaviour of bone tissues, taking into account the physiological characteristics in the area of dental implant placement.

For simulation, we used the method of movable cellular automata (MCA), which has demonstrated itself extremely well for modelling the mechanical behaviour of biomaterials and metals under dynamic loading at micro- and mesoscales [1-3]. In MCA, the simulated material is represented as a packing of cellular automata (discrete elements of the same size) interacting with neighbours according to certain rules, which makes it possible to describe its mechanical behaviour as that of an isotropic elastic-plastic body within the framework of the particle approach. The interstitial fluid is taken into account by dividing the problem to be solved into two subproblems: 1) description of the mechanical behaviour of the solid matrix; 2) description of the fluid transfer in a porous solid matrix [3]. The solid matrix contains a system of interconnected channels and pores, which are implicitly taken into account. The description of the influence of the interstitial fluid on the stress state of the material is carried out on the basis of the Biot linear model of poroelasticity.

A numerical model of the jaw in the region of chewing teeth was built. Standard CAD models of the respective components were used as a geometric basis. Namely, on the basis of the solid model of the implant, its mesh model was built in the "stl" (ASCII STL) format, which was then imported into the pre-processor of the software package that implements the MCA method. To simulate shock wave exposure on the jaw segment, the applicator was introduced as a thin, square copper plate 5×5 mm in size and was located in the gum area (Fig. 1).

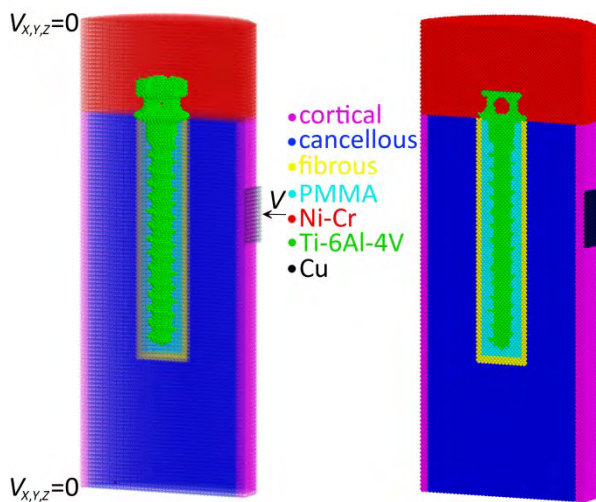


Fig. 1. A model of the jaw segment with an implant as a packing of automata (semi-transparent view with loading conditions and its cross-section)

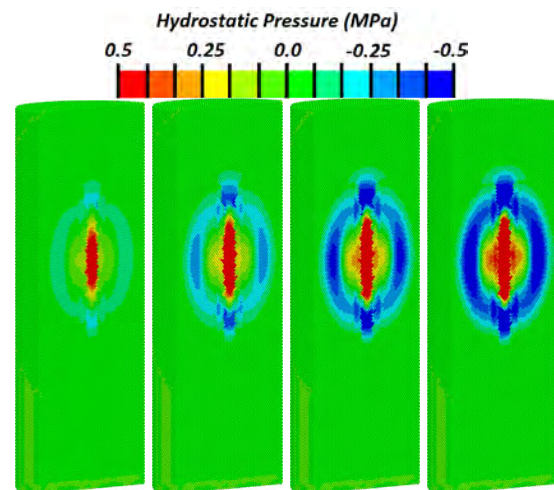


Fig. 2. Fields of pressure at shock-wave exposure with different energy flux densities (mJ/mm²): 0.025, 0.1, 0.2, and 0.3

In papers [4,5], it was shown that the regenerative effect of shock wave therapy on bone remodelling around the tooth is observed at an exposure with the energy flux density (EFD) of 0.1 mJ/mm². Therefore, herein, we studied the low-intensity acoustic effect of the shock wave with the following values of EFD: 0.025, 0.1, 0.2, and 0.3 mJ/mm².

Under shock-wave loading of the model sample, along the implant in the near-contact area in

the cement layer, tensile stresses with magnitudes in the range of 0.15 MPa to 0.7 MPa were observed at an EFD value of 0.025 mJ/mm² (Fig. 2). With an increase in the energy flux density, an increase in the area of tensile stresses was observed. In the fibrous layer, tensile stresses with a magnitude of up to 0.2 MPa were observed. Compressive stresses ranging from 0.05 to 0.2 MPa were observed in the bone tissue in the contact area. However, when loading at 0.3 mJ/mm², in the cancellous tissue near the contact zone, stresses above 5 MPa were observed, which, in the case of age-related changes in the bone tissue of the jaw, can lead to resorption of bone tissue in the near-contact zone. Such a level of tensile stresses promotes the ingrowth of fibrous tissue into the cement material, differentiation and growth of fibrocartilage tissue in the fibrous layer, and the magnitude of compressive stresses contributes to the regeneration of bone tissue according to mechanobiological principles.

Analysis of distribution of fluid pressure in pores allowed to reveal that in local areas around the implant, the necessary level (more than 30 kPa) was reached to start the processes of bone tissue regeneration under shock-wave with an energy flux density of more than 0.025 mJ/mm². However, the optimal level for the transfer of biological cells was observed at a level of SW exposure greater than 0.1 mJ/mm².

Thus, this paper presents a numerical model of shock wave exposure from a single source on the jaw segment with the dental implant. For the first time, with the help of computer simulations in a wide range, studies were carried out on the therapeutic effect of the shock wave exposure on the jaw segment. Analysis of the distribution of hydrostatic pressure and fluid pressure showed that for tissue regeneration in the near-contact area with an implant in the case of endoprosthesis replacement of chewing teeth, it is necessary to apply shock wave exposure with energy flux density in the range of 0.025 to 0.2 mJ/mm².

The investigation has been carried out with the financial support of the Russian Science Foundation, grant No. 23-29-00212.

1. Shilko E.V., Grigoriev A.S., Smolin A.Yu. A discrete element formalism for modelling wear particle formation in contact between sliding metals // FUME. 2021. – Vol. 19. – P. 7–22. – DOI: 10.22190/FUME201221012S.
2. Eremina G.M., Smolin A.Yu. Risk assessment of resurfacing implant loosening and femur fracture under low-energy impacts taking into account degenerative changes in bone tissues. Computer simulation // Comput. Methods Programs Biomed. – 2021. – Vol. 200. – P. 105929. – DOI: 10.1016/j.cmpb.2021.105929.
3. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous materials / S.G. Psakhie, A.V. Dimaki, E.V. Shilko, S.V. Astafurov // Int. J. Numer. Methods Eng. – 2016. – Vol. 106. – P. 623–643. – DOI: 10.1002/nme.5134.
4. Extracorporeal shock wave therapy induces alveolar bone regeneration / S. Sathishkumar, A. Meka, D. Dawson, N. House, W. Schaden, M.J. Novak, J.L. Ebersole, L. Kesavalu // J. Dental Res. – 2008. – Vol. 87, No. 7. – P. 687–691. – DOI: 10.1177/154405910808700703.
5. Orthodontic force and extracorporeal shock wave therapy: Assessment of orthodontic tooth movement and bone morphometry in a rat model / H. Hazan-Molina, Y. Gabet, I. Aizenbud, N. Aizenbud, D. Aizenbud // Arch. Oral Biol. – 2022. – Vol. 134. – P. 105327. – DOI: 10.1016/j.archoralbio.2021.105327.

ULTRATHIN FILM OF LEAD ON THE Cu (111) SURFACE: ATOMIC STRUCTURE AND PHONONS

Rusina G.G, Borisova S.D.

Institute of Strength Physics and Materials Science of SB RAS, Tomsk

Epitaxial growth of thin metal films on simple metal surfaces invariably cause of great interest because they serve as a model system for the study of low-dimensional metals. The thin films of lead have most attention, because they are characterized manifestation of quantum size effects affecting the properties of the film as the superconducting transition temperature, the work function, the electron-phonon coupling, electronic characteristics and film surface vibrations [1, 2]. One of the important properties of lead film is the superconducting transition temperature, which is determined by the electron-phonon coupling. For the correct description of the electron-phonon coupling is necessary to know about the phonon structure of the film and about distribution density of the vibration states at the layers of the film [3].

The main purpose of the work is the study of dynamics and structural stability in the process of growth thin superconductivity films. Usually, because of the first-principle calculations require a high computational demand, the substrate is not included, and the phonon structure is calculated for the free films of the lead. However, the structure of the interface plays an important and sometimes decisive role in the morphology and properties of the growing film. Therefore semi-empirical methods such as EAM are used for phonon calculations in thin films [4].

The Auger electron spectroscopy (AES) studies [5] showed that at full monolayer lead coverage a quasi-hexagonal close-packed superstructure is formed on the Cu (111) surface which consists of nine Pb atoms accommodated in the 4×4 supercell containing 16 Cu atoms per layer. The monolayer structure is saved in other layers which repeated as ABCABC... package (see Fig.1d). This structure earlier was found experimentally by HAS [6].

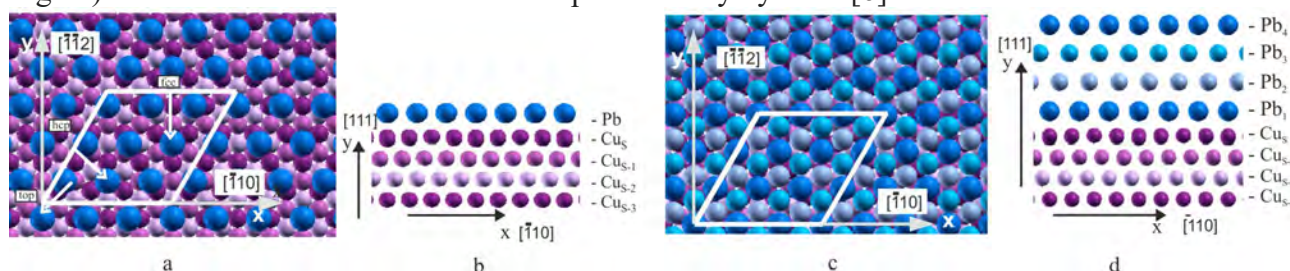


Fig.1. Top view of the structure $p(4 \times 4)$ -Pb for one (a) and four (c) monolayers lead on the Cu (111) surface. (b) and (d) corresponding side view of the atoms lead and located below it copper atoms of the surface layer (Cu_s), subsurface layer (Cu_{s-1}) and the next subsurface layers (Cu_{s-2}), (Cu_{s-3})

We used two-dimensional periodic slab consisting of 31 atomic layers of Cu (111) (it is sufficient to avoid interference effects) with sixteen Cu atoms in the layer and layers of Pb arranged on both terminations of the slab. We restricted our study to ordered adsorption configuration $p(4 \times 4)$ structure corresponding to complete monolayer coverage of Pb. Due to the difference in atomic size, (3×3) Pb atoms at close-packed, cover (4×4) atoms Cu on the (111) surface (see Fig.1a). To obtain the equilibrium configuration we relax the Cu (111) surfaces with layers of Pb using standard molecular-dynamics technique at zero temperature based on the calculated EAM interaction potentials. The calculations of frequencies and polarization vectors of vibrations are carried out by the dynamical matrix method. Local vibration densities of states were obtained by projecting eigenmodes onto atoms of interest in given ($x+y$ or z) direction. The dynamics of the Pb wetting layer on Cu (111) calculated with the EAM is found to generally agree reasonably well with HAS experiments [6]. The monitoring by specular He-atom scattering of the low-temperature growth process shows indeed that Pb films grow on the Cu(111) surface first by the formation of the wetting layer (1 monolayer (ML)), followed by an unstable 2 ML film and a regular layer-by-layer growth already from 3 ML on.

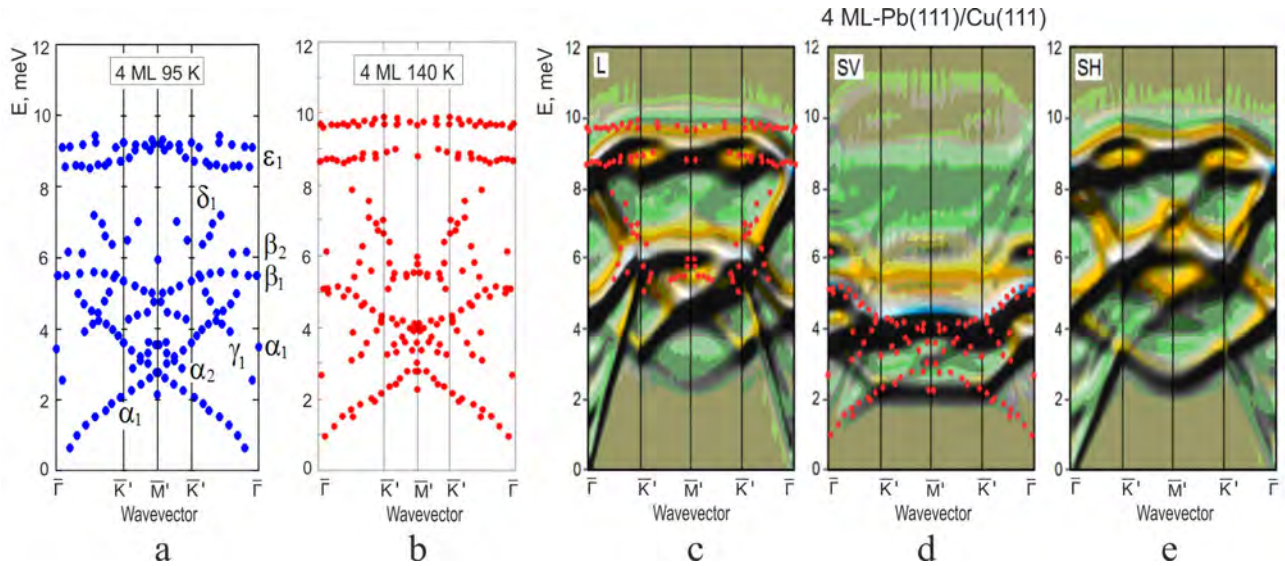


Fig. 2. Comparative data NAS experiment (a, b) and EAM calculation (c-e) of dispersion curves for 4 monolayer of lead on Cu (111) surface

EAM calculations are very good agree with HAS experiments data and made it possible to reveal new localized states (see Fig. 2). Three major effects follow from our work, carried out jointly with experimenters, to arise from a substrate dynamically coupled to the film and characterized by a larger (but finite) stiffness and a different lattice constant than those of the film:

1. The lock-in of the film and substrate periodicities into acommensurate phase yields a folding of the phonon dispersion curves into a smaller surface Brillouin zone with several avoided crossings.
2. The mixing of film and substrate modes, especially at the interface, strongly affects their polarization, turning for example optical modes, which are predicted to be SV on a rigid flat substrate, into longitudinal modes.
3. The different thermal expansion of the film and the substrate causes an anomalous (negative) anharmonic effect, i.e., a stiffening of some phonon energies for increasing temperature. The effect, attributed to an increase with temperature of the surface stress in the film, mainly concerns, as expected, longitudinal interface modes.

The work was carried out within the framework of the state task of the ISPMS SB RAS by project FWRW-2022-0001.

1. Zhang T., Cheng P., Li W.-J., and et al. Superconductivity in one-atomic-layer metal films grown on Si (111) // Nature Phys. – 2010. – Vol.6. – P. 104-108. – DOI:10.1038/nphys1499.
2. Sklyadneva I.Yu., Heid R., Bohnen K.-P., and et al. Mass enhancement parameter in free-standing ultrathin Pb(111) films: The effect of spin-orbit coupling. // Phys. Rev. B. – 2013. – Vol.87. – P. 085440-085446. – DOI:10.1103/PhysRevB.87.085440.
3. Rusina G. G. and Chulkov E. V. Phonons on the clean metal surfaces and in adsorption structures. // Russ. Chem. Rev. B. – 2013. – Vol.82. – P. 483-510. – DOI:10.1070/RC2013v082n06ABEH004351.
4. Foiles S. M., Baskes M. I., and Daw M. S. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys // Phys. Rev. B. – 1986. – Vol.33. – P. 7983-7991. – DOI:10.1103/PhysRevB.33.7983.
5. Müller S., Prieto J.E., Rath C. J., and et al. Surfactant-induced Surface Restructuring: (4x4)-Pb/Cu (111). // Phys.: Condens. Matter. – 2001. – Vol.13. – P. 1793-1800. – DOI:10.1088/0953-8984/13/9/302.
6. Braun J., Ruggerone P., Zhang G. and et al. Surface phonon dispersion curves of thin Pb films on Cu(111). // Phys.Rev. B. – 2009. – Vol.79. – P. 205423-205435. – DOI:10.1103/PhysRevB.79.205423.

Секция 4. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов, передовые технологии их получения

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ЦИРКОНИЕМ, ХРОМОМ И ГРАФЕНОМ

¹Абдуллина Д.Н., ¹Хомская И.В., ²Разоренов С.В., ³Шорохов Е.В., ⁴Елшина Л.А.

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

²Федеральный исследовательский центр проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка

³Российский Федеральный Ядерный Центр –Всероссийский научно-исследовательский институт имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск

⁴Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург

Исследованы динамические свойства меди, легированной микродобавками (0,02-0,10 мас.%) циркония, хрома и графена. Субмикрокристаллическая (СМК) структура (0,2-1,0 мкм) в материалах была получена методом динамического канально-углового прессования (ДКУП). Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент РФ 2006 г), представляет собой высокоскоростной (10^4 – 10^5 с⁻¹) вариант квазистатического РКУП. Деформация простого сдвига, которая формирует структуру при РКУП, в случае ДКУП является высокоскоростной, кроме того, на образец при ДКУП действует ударно-волновая деформация сжатия, что создает дополнительный источник деформационного наклепа. В сплавах меди при ДКУП протекают процессы фрагментации и частичного деформационного упрочнения с выделением наноразмерных частиц вторых фаз - Cr и Cu₅Zr.

Динамические свойства материалов исследованы в условиях ударного сжатия интенсивностью 4,7-7,3 ГПа и скоростью деформации $(0,9-2,1) \cdot 10^5$ с⁻¹. Регистрацию волновых процессов в образцах осуществляли с помощью Доплеровского измерителя скорости VIZAR. В результате были получены профили скорости свободной поверхности сплавов и композитов в исходном состоянии и после ДКУП. Для сплавов дополнительно были получены профили свободной поверхности после комбинированной обработки: ДКУП и отжига при 400-450°C. Из анализа волновых профилей, были рассчитаны: динамический предел упругости (σ_{HEL}), динамический предел текучести (Y) и откольная прочность (σ_{sp}) материалов до и после ДКУП по различным режимам. Из сравнения волновых профилей и динамических характеристик сделан вывод о том, что измельчение исходной крупнокристаллической (КК) структуры на 2-3 порядка до микрокристаллического (МК) и СМК состояний приводит к существенному изменению динамических свойств материалов.

Измельчение кристаллитов до МК состояния (3-5 мкм) в сплавах при ДКУП, $n=1$ увеличивает σ_{HEL} в 1,9-2,8 раза и Y в 1,6-1,7 раза, по сравнению с исходным КК состоянием (200-400 мкм). Образование СМК структуры (0,2-1,0 мкм) при ДКУП, $n=3$ приводит к повышению σ_{HEL} и Y в 1,9-3,7 и 1,8-2,6 раз, соответственно. Отметим, что в сплаве Cu–0.1 мас.%Cr формирование МК и СМК структуры приводит к увеличению откольной прочности σ_{sp} в 1,3-1,5 раза, по сравнению с исходной КК структурой. В сплаве Cu–0,03 мас. %Zr после ДКУП образуется структура с меньшей долей высокоугловых границ, наблюдается снижение σ_{sp} . Последующие отжики при 400 и 450°C приводят к дополнительному увеличению динамических свойств СМК сплавов Cu–0,03 %Zr и Cu–0,1%Cr в 1,2 и 1,9 раза, соответственно. Показано, что ДКУП композита на основе меди с микродобавкой графена (Cu-0,02 % Gn) приводит к увеличению σ_{HEL} и Y в 4,0-5,6 раз и σ_{sp} в 1,5-1,8 раз. Полученные экспериментальные данные о характере откольного разрушения сплавов меди, легированных микродобавками циркония, хрома и графена с СМК структурой, сформированной при ДКУП и оценка влияния дисперсности и дефектности структуры на сопротивление высокоскоростному деформированию при субмикросекундных длительностях нагрузки позволяют прогнозировать поведение СМК материалов в экстремальных условиях их эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России по темам «Структура» № 122021000033-2 и № АААА-А19-119071190040-5.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СОРБЦИЮ ВОДОРОДА ПОРОШКОМ Ti-Ni

Абдульменова Е.В., Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Гидриды металлов и интерметаллидов (Ti-Ni, Fe-Ti, фазы Лавеса и др.) нашли широкое применение при разработке металлгидридных батарей (МН-батарей). Поскольку металлы и интерметаллиды аккумулируют атомы водорода из щелочных электролитов в МН-батареях, то они должны иметь высокую коррозионную стойкость [1, 2]. Сплавы системы Ti-Ni имеют не только низкий удельный вес, но и наибольшую стойкостью к окислению среди металлических материалов, способных обратимо адсорбировать водород [3, 4]. Известно, что на сорбцию водорода металлами и их сплавами в значительной мере влияют плотность дефектов и размер зерна (частиц). Дисперсные системы лучше сорбируют водород за счёт более развитой поверхности частиц и легче подвергаются увеличению плотности дефектов и уменьшению размера частиц. Способ получения сплавов также определяет его аккумулирующую способность к водороду. Так в [5] отмечено, что при механохимической обработке порошков Ti и Ni/ Fe и Ti расширяется область гомогенности этих систем, что может повлиять на состояние сформированных фаз и их гидрирующие свойства.

Цель работы – изучить влияние механической и механохимической обработки на сорбцию водорода порошком Ti-Ni.

В работе использован промышленный порошок Ti-Ni. Механохимическая обработка включает в себя механическую обработку в высокоинтенсивной планетарной шаровой мельнице и последующую термическую обработку. Содержание порошка титана в смеси с порошком Ti-Ni варьировалось от 7 до 25 % масс.

В порошке Ti-Ni в исходном состоянии преобладающими фазами являлись TiNi (B2) и Ti₂Ni (рис. 1а), их относительное содержание, определённое из соотношения интегральных интенсивностей дифракционных линий, составило около 60 % и 30 % соответственно. Относительное содержание фаз Ni₃Ti и TiNi (B19') суммарно составляло не более 10 %. После механической обработки в порошке Ti-Ni были различимы только дифракционные отражения фазы TiNi (B2). На рентгенограммах порошковых смесей (Ti-Ni) – Ti различимы дифракционные линии фаз TiNi (B2) и α-Ti. После термической обработки порошка Ti-Ni фазовый состав не изменился (рис. 1б). После термической обработки порошковых смесей (Ti-Ni) – Ti с разным содержанием титана на рентгенограммах присутствовали дифракционные линии, принадлежащие фазам TiNi (B2, B19') и Ti₂Ni. При этом, в порошках (Ti-Ni) – Ti присутствовало две изоморфные модификации фазы Ti₂Ni с разными параметрами решеток (на рентгенограммах хорошо различимо расщепление рефлексов [7]). Относительное содержание фазы Ti₂Ni, определённое из соотношения интегральных интенсивностей дифракционных линий, увеличивалось с 30 до 90 % при увеличении содержания вводимого титана с 7 до 15 % масс. При 20 и 25 % масс. титана в порошковой смеси относительное содержание фазы Ti₂Ni несколько снижается и составляет в среднем 75 %.

После электрохимического гидрирования порошка Ti-Ni, подвергнутого механической и механохимической обработке, значительно возрастает объём элементарной ячейки фазы Ti₂Ni. Так после гидрирования порошка Ti-Ni, подвергнутого механической и механохимической обработке, объём элементарной ячейки фазы Ti₂Ni возрастает на 8 и 17,6 %, что соответствует формированию гидроксида на его основе.

Таким образом, увеличение содержания фазы Ti₂Ni в порошке Ti-Ni, обеспеченное механохимической обработкой, позволило увеличить сорбцию водорода порошком более, чем в ≈ 3,5 раза.

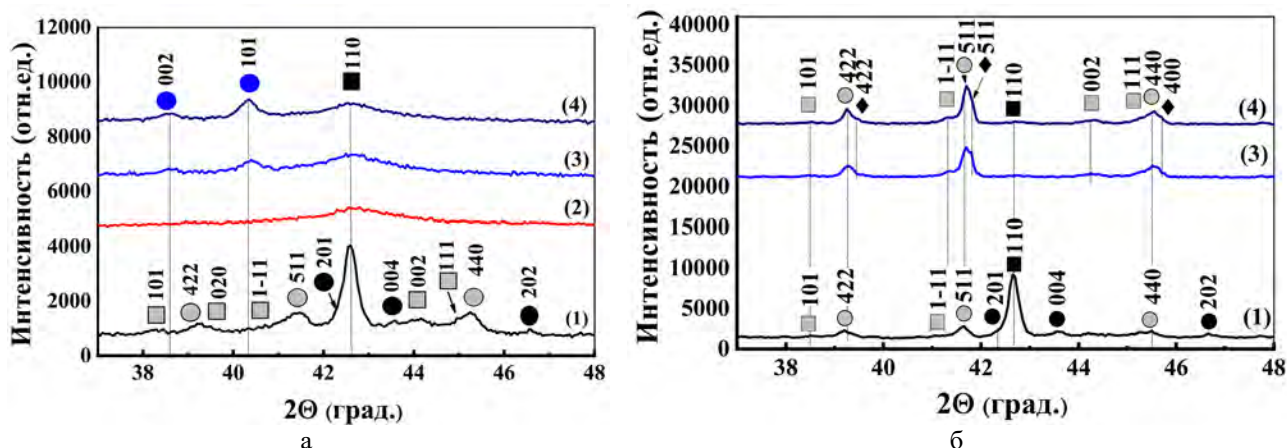


Рис. 1. Рентгенограммы порошков Ti-Ni и порошковых смесей (Ti-Ni) – Ti до и после механической обработки (а), после термической обработки (б): Ti-Ni в исходном состоянии (1), Ti-Ni после механической обработки (2), (Ti-Ni) – 15 % масс. Ti (3), (Ti-Ni) – 15 % масс. Ti (4)
 ■ – TiNi (B2), ■ – TiNi (B19'), ● – Ni₃Ti (D0₂₄), ● – Ti₂Ni (I) (E9₃), ● – Ti (A3), ◆ – Ti₂Ni (II) (E9₃)

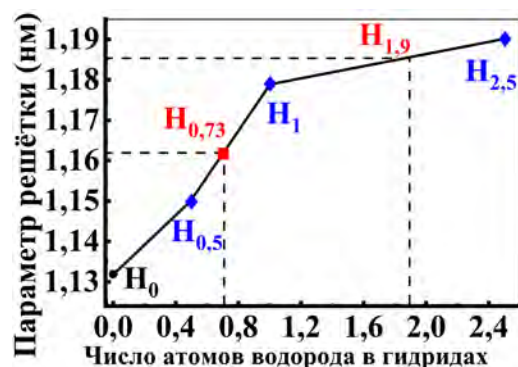


Рис. 2. Зависимость параметра ячейки Ti₂Ni гидрированных порошков Ti-Ni и (Ti-Ni) – 15 % масс. Ti от числа атомов водорода в формульной единице гидридов Ti₂NiH_x: литературные данные – (●) параметр решётки Ti₂Ni (ICDD PDF2 72-0442); (◆) параметр решётки Ti₂NiH_{0.5} (ICDD PDF2 27-0346), Ti₂NiH₁ [8] и Ti₂NiH_{2.5} [9]; экспериментальные данные (■)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН проекта FWRW-2021-0009.

1. Synthesis and characterization of a MgNi-RE alloy for hydrogen storage / A. Dell'Era, M. Pasquali, S. Vecchio Cipriotti, C. Lupi, A. Brotzu, F. Mura, R. Tuffi // Int. J. Hydrogen Energy. – 2017. – Vol. 42. – P. 26333–26342. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2017.08.207.
2. State of the art multi-strategy improvement of Mg-based hydrides for hydrogen storage / J. Zhang, Y. Zhu, L. Yao, C. Xu, Y. Liu, L. Liab // J. Alloys Compd. – 2019. – Vol. 782. – P. 796–823. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.217.
3. Solid-gas and electrochemical hydrogenation properties of pseudo-binary (Ti,Zr)Ni intermetallic compounds / B. Guiose, F. Cuevas, B. Dйcamps, A. Percheron-Guyйgan // Int. J. Hydrogen Energy. – 2008. – Vol. 33. – P. 5795–5800. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2008.07.056.
4. Electrochemical hydrogen storage properties of a non-equilibrium Ti₂Ni alloy / X. Zhao, J. Li, Y. Yao, L. Ma, X. Shen // RSC Advances. – 2012. – Vol. 2. – P. 2149–2153. – DOI: 10.1039/C2RA00846G.
5. Appearance of metastable states in Fe-Ti and Ni-Ti systems in the process of mechanochemical synthesis / V.Y. Zadorozhnyi, Y. A. Skakov, G. S. Milovzorov // Met. Sci. Heat Treat. – 2008. – Vol. 50. – P. 404–410. – DOI: 10.1007/s11041-008-9078-4.
6. Mechanical high-energy treatment of TiNi powder and phase changes after electrochemical hydrogenation / E.V. Abdulmenova, S.N. Kulkov // Int. J. Hydrogen Energy. – 2021. – Vol. 46. – P. 823–836. – DOI:10.1016/j.ijhydene.2020.09.171.
7. Electrochemical Hydrogenation of Ti-Ni Powder Mechanochemically Alloyed with Titanium / E.V. Abdulmenova, S.P. Buyakova, S.N. Kulkov. // Intermetallics. – 2022. – Vol. 151. – No. 107739. – P. 1-10. – DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107739.
8. Mechanism of early capacity loss of Ti₂Ni hydrogen-storage alloy electrode / B. Luan, N. Cui, H. Zhao, H. K. Liu, S. X. Dou // Journal of Power Sources. – 1995. – Vol. 55. – P. 101-106.
9. Wasserstoff in intermetallischen phasen am beispiel des systems titannickel- wasserstoff / H. Buchner, M. A. Gutjahr, K. -D. Beccu, H. Sufferer // International Journal of Materials Research. – 1972. – Vol. 63. – № 8. – P. 497-500.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОРОШКА Ti-Ni, ПОДВЕРГНУТОГО МЕХАНОХИМИЧЕСКОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ ТИТАНОМ, ПОСЛЕ СОРБЦИИ ВОДОРОДА

Абдульменова Е.В., Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интенсивное развитие водородной энергетики, наблюдаемое в последнее время, обусловлено применением водорода в качестве возобновляемого источника энергии в рамках декарбонизации мировой энергетической системы. Использование гидридов интерметаллических соединений (Ti-Ni, Fe-Ti, фазы Лавеса и др.) в качестве носителя водорода более безопасно, чем хранение и транспортировка водорода в сжатом или жидком виде. Наибольшей стойкостью к окислению среди металлических материалов, способных обратимо адсорбировать водород, характеризуется сплав на основе Ti_2Ni , который имеет низкий удельный вес, удовлетворительное массовое содержание водорода и высокую разрядную ёмкость. Сплав на основе Ti_2Ni получают разными методами, при этом способ получения сплава определяет его аккумулирующую способность к водороду. Большими сорбционными характеристиками обладают дисперсные системы на основе интерметаллида Ti_2Ni , который в порошковом состоянии легче подвергается увеличению числа дефектов. Так на сегодняшний день при получении порошкового сплава на основе Ti_2Ni используется метод механохимического сплавления отдельных порошков Ti и Ni. При этом в литературе отсутствуют данные по получению сплава на основе Ti_2Ni методом механохимического легирования титаном полифазной системы Ti-Ni и его сорбционных способностях к водороду. Цель работы – исследование структуры и фазового состава порошка Ti-Ni, подвергнутого механохимическому легированию титаном, после сорбции водорода.

Сплав на основе Ti_2Ni был получен методом механохимического легирования порошка Ti-Ni титаном по методике описанной в [1]. Новодороживание проводили электрохимическим способом в течение 90-360 минут в специальной разработанной ячейке [2].

После термической обработки порошка Ti-Ni на рентгенограмме (рис. 1) присутствуют дифракционные линии фаз $TiNi$ ($B2$, $B19'$), а также дифракционные линии, принадлежащие фазам Ti_2Ni и Ni_3Ti . После термической обработки порошковой смеси состава (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.) на рентгенограммах присутствовали дифракционные линии, принадлежащие фазам $TiNi$ ($B2$, $B19'$) и Ti_2Ni . Обращает на себя внимание расщепление рефлексов фазы Ti_2Ni с индексами отражения 422, 511 и 440, т.е., по-видимому, в порошке присутствует две фазы Ti_2Ni с разными параметрами решеток. Параметр ячейки фазы Ti_2Ni (I) составил $a = 1,1285 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм и сохранялся без изменений при введении титана в порошковую смесь с Ti-Ni, подвергаемых механохимическому легированию. Параметр элементарной ячейки фазы Ti_2Ni (II) уменьшился с $1,1285 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм до $1,1275 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм.

Вероятно, фаза Ti_2Ni (I) легированными порошками наследована из исходного порошка Ti-Ni, которая подверглась консолидации в процессе высокоэнергетической механической обработки. Фаза Ti_2Ni (II) образовалась в результате механохимического легирования порошка Ti-Ni титаном. Зависимость параметра ячейки фазы Ti_2Ni (II) от содержания титана в порошковых смесях может быть обусловлена областью гомогенности фазы Ti_2Ni и накоплением структурных дефектов, аморфизацией.

После электрохимического наводороживания порошковой смеси (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.), полученной методом механохимического легирования, значительно возрос параметр ячейки фазы Ti_2Ni (II) от $1,1275 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм до $1,1902 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ после 360 минут обработки (рис.2). Из уравнения аппроксимирующей функции второго отрезка определены индексы гидридов Ti_2NiH_x . Показано, что число атомов водорода в формульной единице гидридов на основе фазы Ti_2Ni (II) при увеличении длительности гидрирования возрастало от 1,9 до 2,8.

Достигнутое увеличение объёма элементарной ячейки Ti_2Ni (II) в процессе гидрирования (17,6 % при 360 минутах) превышает данные ранее опубликованных работ

[3, 4]. Таким образом, механохимическое легирование титаном порошка Ti-Ni позволяет существенно увеличить сорбцию водорода порошком.

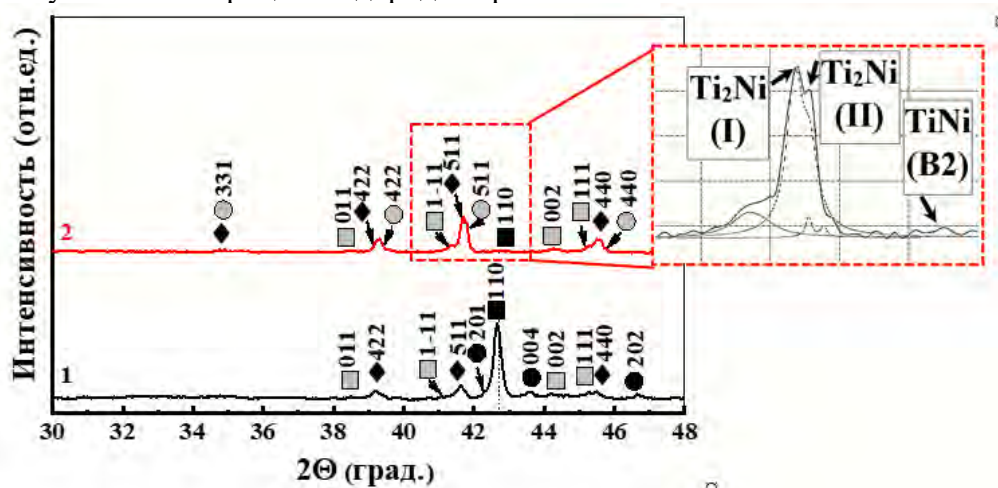


Рис. 1. Рентгенограммы порошка Ti-Ni (1) и порошковой смеси (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.) (2) после термической обработки:

■ – TiNi (B2), ■ – TiNi (B19'), ♦ – Ti₂Ni (E₉₃) (I), ● – Ni₃Ti (D₀₂₄), ● – Ti₂Ni (E₉₃) (II)

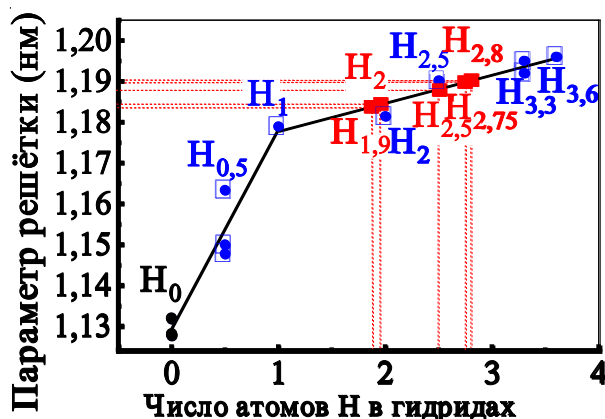


Рис. 2. Зависимость параметра ячейки Ti₂Ni (II) после наводороживания порошковой смеси состава (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.) от числа атомов водорода в формульной единице гидридов Ti₂NiH_x: литературные данные:

(●) – параметр решётки Ti₂Ni (ICDD PDF2 72-0442); (◆) – параметр решётки Ti₂NiH_{0.5} (ICDD PDF2 27-0346), параметр решётки Ti₂NiH₁, параметр решётки Ti₂NiH₂ [3], параметр решётки Ti₂NiH_{2.5} [5]; параметры решётки Ti₂NiH_{3.3} и Ti₂NiH_{3.6} [6]; (■) – экспериментальные данные

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН проекта FWRW-2021-0005.

1. Electrochemical Hydrogenation of Ti-Ni Powder Mechanochemically Alloyed with Titanium / E.V. Abdulmenova, S.P. Buyakova, S.N. Kulkov. // *Intermetallics*. – 2022. – Vol. 151. – No. 107739. – P. 1-10. – DOI: 10.1016/j.intermet.2022.107739.
2. Mechanical high-energy treatment of TiNi powder and phase changes after electrochemical hydrogenation / E.V. Abdulmenova, S.N. Kulkov // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2021. – Vol. 46. – P. 823–836. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2020.09.171.
3. Mechanism of early capacity loss of Ti₂Ni hydrogen-storage alloy electrode / Luan B., Cui N., Zhao H. et. al. // *J. Power Sources*. – 1995. – Vol. 55. – P. 101–106.
4. Structural evolution and electrochemical hydrogenation behavior of Ti₂Ni alloy / X. Zhao, L. Ma, Y. Ding, X. Shen // *Intermetallics*. – 2010. – Vol. 18. – P. 1086–1090.
5. Wasserstoff in intermetallischenphasen am beispiel des systems titannickel- wasserstoff / H. Buchner, M. A. Gutjahr, K. -D. Beccu, H. Säufferer // *International Journal of Materials Research*. – 1972. – T. 63. – № 8. – С. 497-500.
6. Hydriding of Intermetallic Compound Ti₂Ni / V. N. Fokin, E. E. Fokina, I. I. Korobov, B. P. Tarasov // *Russian Journal of Inorganic Chemistry*. – 2014. – Vol. 59. – P. 1073-1076.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИТА $\text{Ni}_3\text{Al-TiC}$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Акимов К.О., Иванов К.В., Фигурко М.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Исследовано влияние низкоэнергетического сильноточного импульсного электронного пучка (НСЭП) на структуру и свойства композита $\text{Ni}_3\text{Al-TiC}$ с содержанием TiC в интервале от 0 до 30 об.%, полученного методом СВС-компактирования в режиме теплового взрыва. Плотность энергии облучения изменялась в интервале 8–18 Дж/см².

Методами рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии обнаружено, что при содержании TiC до 10 об.% синтез интерметаллида Ni_3Al проходит практически полностью. Выявлено незначительное количество интерметаллической фазы NiAl (до 4 об.%). Увеличение концентрации TiC до 30 об.% в композите привело к росту содержания фазы NiAl до 16 об.%, а также к появлению непрореагировавшего никеля в размере 15 об.%.

В необлученном композите наблюдаются кластеры размером от единиц до нескольких сотен микрометров состоящие из частиц TiC . Кластеры частиц TiC окружены интерметаллической матрицей, в то время как в крупных кластерах частицы контактируют только друг с другом.

Воздействие низкоэнергетическим сильноточным импульсным электронным пучком привело к образованию волнистого рельефа на поверхности материала. Установлено, что шероховатость поверхности уменьшается с увеличением плотности энергии в нелегированном Ni_3Al . Для композитов наблюдается обратная ситуация.

После облучения НСЭП не обнаружено новых фаз в приповерхностном слое композита. При этом, в композите $\text{Ni}_3\text{Al-10 об.}\% \text{ TiC}$ не наблюдается интерметаллическая фаза NiAl . В случае композита с содержанием TiC 30 об.% полностью исчезает непрореагировавший никель. Увеличение плотности энергии облучения НСЭП от 12 и 18 Дж/см² привело к уменьшению содержания NiAl в матрице этого композита до 12 и 6 об.%.

В облученном образце наблюдается много дисперсных частиц размером в несколько десятков нанометров (рис. 1 б). Остатки исходных крупных частиц TiC окружены рассеянными частицами округлой формы и находятся в ямках рельефа. Таким образом, облучение НСЭП привело к уменьшению размеров и перераспределению карбидной фазы. Также выявлено увеличение содержания TiC в поверхностном слое с 10 до 15 и с 30 до 45 об.% в композитах с исходным содержанием TiC 10 и 30 об.%.

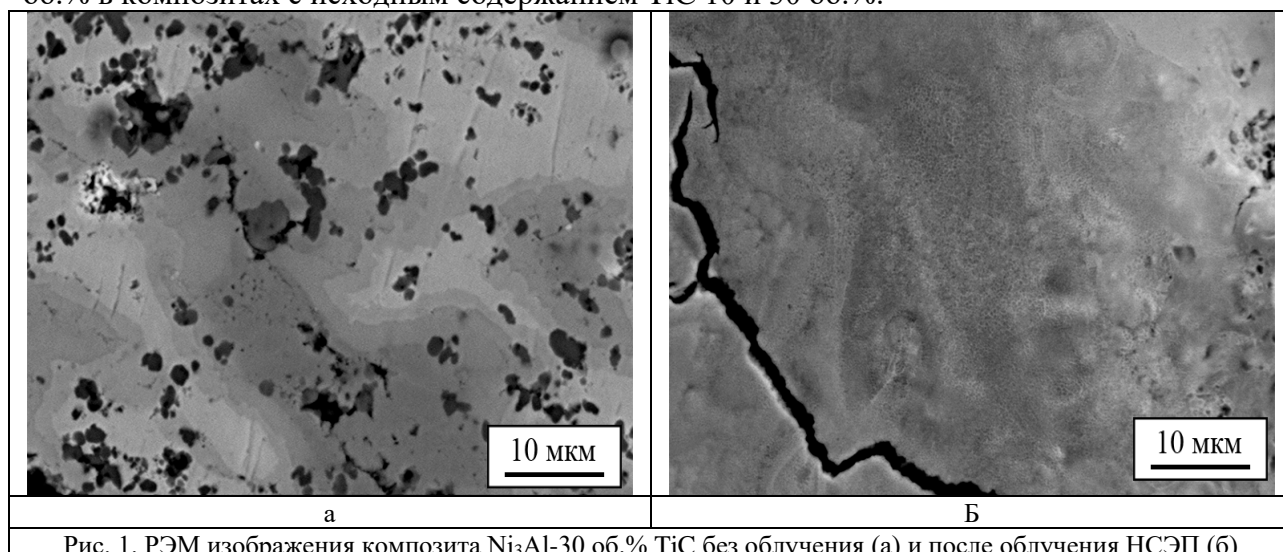


Рис. 1. РЭМ изображения композита $\text{Ni}_3\text{Al-30 об.}\% \text{ TiC}$ без облучения (а) и после облучения НСЭП (б)

Вследствие облучения материала НСЭП наблюдается увеличение микротвердости.

Микротвердость материала без TiC и композитов Ni₃Al-TiC с 10 и 30 об.% TiC увеличилась на 32, 35 и 49 % соответственно. Причинами такого повышения микротвердости являются: эволюция фазового состава (уменьшение содержания вторичных фаз диаграммы Ni-Al и увеличение содержания TiC), измельчение зерен интерметаллической матрицы, появление внутренних напряжений и измельчение частиц TiC в приповерхностном слое на несколько микрометров в глубину.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 23-29-00673, <https://rscf.ru/project/23-29-00673/>.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА И ПРЕПРЕГА НА ОСНОВЕ УВ-ТКАНИ

¹Алексенко В.О., ²Дэфан Т., ¹Буслович Д.Г., ^{1,2}Панин С.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Слоистые полимерные композиционные материалы (СПКМ), армированные непрерывным углеродным волокном обладают высоким комплексом физико-механических свойств и широко применяются в аэрокосмической и других высокотехнологичных отраслях промышленности [1-3]. Повреждение СПКМ в процессе эксплуатации обычно обусловлено случайным механическим ударным воздействием [4]. Для проведения ремонтных работ, когда необходимо «залечить» поврежденные участки можно использовать ультразвуковую сварку (УЗ-сварку) [5]. В этом случае с помощью УЗ-сварки можно локально нарастить пакет из слоев полимера и препрегов.

Целью настоящей работы является исследование влияния «конструкции» препрега на закономерности формирования структуры при ультразвуковой сварке полиэфирэфиркетона и препрега на основе УВ-ткани.

Сопоставительное сравнение разных «конструкций» и содержаний препрегов с пропитанной раствором ПЭИ (либо ПЭС) УВ-тканью, при формировании неразъемных соединений при идентичном режиме УЗ-сварки (время приложения УЗ-колебаний – $t_{уз}=1000$ мс.; давление прижима – $P_{приж}=1,5$ атм., время прижима после окончания приложения УЗ-колебаний – $\tau_{приж}=5\,000$ мс.) показало, что пропитка раствором ПЭИ с последующим компрессионным спеканием и остаточной толщиной препрега 250 мкм обеспечивает наилучшие результаты, как с позиции формирования макро- и микроструктуры, так и по достигаемым деформационно-прочностным характеристикам.

Пропитка УВ-ткани раствором ПЭИ обуславливает более раннее плавление связующего в составе препрега по сравнению с прилегающими ЕД адгезионными пленками ПЭЭК. Помимо более низкой температуры плавления ПЭИ, это определяется наличием в составе препрега 66% УВ-ткани, обладающей более высокой теплопроводностью. Кроме того, УВ-ткань при столь малом содержании ПЭИ связующего фактически контактирует со сплавляемой поверхностью ПЭЭК адгезионной пленки, что также ускоряет процесс ее нагрева и последующего плавления.

Процесс плавления и деформации (раздавливания) препрега при УЗ-сварке протекает неоднородно по времени. За времена порядка 1 секунды в условиях приложенного давления происходит как расплавление, так и последующее раздавливание полимерного связующего в составе препрега (и частично пленок ЕД). При этом избыточный материал выдавливается за пределы неразъемного соединения, также обуславливая неоднородность толщины шва в центре и на краях неразъемного соединения.

В случае толстого препрега (как с наплавленными «облицовочными» слоями полимера, так и без таковых) выдавливаемый избыточный материал расплавленного связующего (утонение может достигать половину и более от начальной толщины препрега) может латерально разрывать армирующую ткань. Это недопустимо с позиции формирования макроструктуры шва. Поэтому пропитанный препрег толщиной ≥ 480 мкм использовать нецелесообразно. По этой же причине наплавление на пропитанную УВ-ткань «облицовочных» слоев ПЭЭК либо ПЭИ также является нецелесообразным, и далее в проекте исследоваться не будет.

Расплавленный ПЭС в составе пропитанной УВ-ткани в силу большего ПТР легче выдавливается из препрега при УЗС. При испытаниях соединений внахлест на растяжение это вызывает разрушение по механизму когезионного раздира. Для определения возможности использования ПЭС-пропитанной препрега на основе УВ-ткани необходимо проводить исследования по оптимизации параметров (подбор режима) УЗ-сварки, что выходит за рамки запланированных исследований.

Наиболее перспективным с позиции дальнейшего использования следует считать препрег на основе УВ-ткани, пропитанный ПЭИ, и подвергнутый последующему компрессионному спеканию с целью снижения толщины и доведения соотношения «УВ-ткань / ПЭИ-связующее» до 66/34. Это позволяет в процессе УЗ-воздействия, как обеспечить сплавление соединяемых компонентов, включая ПЭЭК адгезионные пленки (ED), так и сохранить структурную целостность УВ-ткани.

Работа выполнена при поддержке проекта Российского научного фонда № 21-19-00741.

1. Zhang J., Lin G., Vaidya U., Wang H. Past, present and future prospective of global carbon fibre composite developments and applications // Composites, Part B. – 2023. – Vol. 250. – P. 110463.
2. Влияние плазменной модификации базальтовых волокон на физико-механические характеристики слоистых композитов со связующим из полиэфирэфиркетона / Космачев П.В., Панин С.В., Панов И.Л., Шаймерденова Л.К., Винник А.Е. // Известия ВУЗов Физика. – 2022. – Т. 65. – № 12. – С. 139–145.
3. Burkov M.V., Eremin A.V. Mechanical properties of carbon-fiber-reinforced epoxy composites modified by carbon micro- and nanofillers // Polym. Compos. – 2021. – P. 1 – 12.
4. Староверов О.А., Бабушкин А.В., Горбунов С.М. Оценка степени поврежденности углепластиковых композиционных материалов при ударном воздействии // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. – № 1. – С. 161 – 172.
5. Hoskins D., Palardy G. High-speed consolidation and repair of carbon fiber/epoxy laminates through ultrasonic vibrations: A feasibility study // J. Compos. Mater. – 2020. – Vol. 54. – № 20. – P. 1 – 15.

ИЗНОС РАБОЧЕГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Амиров А.И., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Белобородов В.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием (СТП) была запатентована в начале 1990-х годов английскими учеными как метод соединения металлов в твердом состоянии [1]. Она широко и успешно применяется для соединения алюминиевых сплавов в аэрокосмической и транспортной отраслях, судостроении [2, 3]. Другими важными материалами в данных областях промышленности являются титановые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью, жаростойкостью и устойчивостью к коррозии [4]. Несмотря на то, что эти сплавы обладают хорошей свариваемостью [5], традиционная сварка титановых сплавов методами плавления приводит к ряду нежелательных эффектов, таких как образование крупнозернистой литой структуры, пористости и остаточных напряжений [6]. Поэтому титановые детали, сваренные традиционными методами, часто подвергаются дополнительной термической обработке, являющейся трудоемкой и дорогостоящей из-за больших размеров сварных конструкций. Сварка трением с перемешиванием более перспективна для соединения титановых сплавов, поскольку титановые α -сплавы и титановые $(\alpha+\beta)$ -сплавы, сваренные данным методом, не требуют дополнительной термической обработки. Кроме того, имеется так же фрикционная перемешивающая обработка, с помощью которой можно увеличить прочность титановых сплавов и получать композиционные материалы на их основе, аналогичная сварке трением с перемешиванием. Одной из главных проблем при получении соединений титановых сплавов методом сварки трением с перемешиванием является быстрый износ рабочего инструмента. Даже незначительные изменения в его геометрии отрицательно сказываются на прочности шва. Инструменты из инструментальной стали, используемые при СТП алюминиевых сплавов, разрушаются практически моментально при их использовании для сварки титана. Кроме того, проведены исследования, при которых неразъемные соединения титановых сплавов получали инструментом из поликристаллического кубического нитрида бора, используемого при СТП сталей. Исследования показали, что при его использовании происходит интенсивное химическое взаимодействие материала инструмента и заготовок, в результате чего образуются нитриды и бориды титана, которые охрупчивают шов. На данный момент используются рабочие инструменты для СТП, изготовленные из жаропрочных сплавов на основе никеля или кобальта, но наибольшей популярностью пользуются инструменты из вольфрамовых соединений, такие как карбид вольфрама или вольфрам-ренийевый сплав, которые, как правило, имеют либо слишком сильный износ, либо обладают высокой стоимостью за счёт наличия редкоземельного металла – рения. Несмотря на это, нет исследований, которые показывали, какой длины можно получить шов, прежде чем пройдёт инструмент. В ходе исследования были получены данные об износе инструмента из карбида вольфрама при СТП титанового сплава ВТ1-0. Результаты показывают, что инструмент позволяет получить около 700 мм сварного соединения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

- 1 Dawes C.J., Thomas W.M. Friction stir welding process for aluminum Alloys [J] // Welding Journal. – 1996. – Vol. 75. – №. 3. – P. 41-45.
2. General regularities of the microstructure formation during friction stir welding and sliding friction / A.V. Kolubaev et al. // Journal of friction and wear. – 2015. – Vol. 36. – P. 127-131.
3. Microstructure features of aluminum alloys welded joint obtained by friction stir welding / O. Sizova, et al. // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 872. – P. 174-179.
4. Structure and properties of titanium and titanium alloys / M. Peters et al. // Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. – 2003. – P. 1-36.
5. Steele M.C., Hein R.A. Superconductivity of titanium // Physical Review. – 1953. – Vol. 92. – №. 2. – P. 243.
6. Tool wear mechanisms in friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy / J. Wang et al. // Wear. – 2014. – Vol. 321. – P. 25-32.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ ВОЛЬФРАМАТА ЦИРКОНИЯ

Амиров А.И., Чумаевский А.В., Судариков А.В., Савченко Н.Л., Белобородов В.А.,
Соколов А.П., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Композитные материалы на основе алюминиевых сплавов рассматриваются как новый развивающийся класс материалов, свойства которых могут быть применены в определённых условиях. Алюминий обладает низкой плотностью, хорошей технологичностью и теплоемкостью. Однако высокий коэффициент теплового расширения ограничивает его применение в микроэлектронике и точных приборах. Разрабатываются новые перспективные композиты, состоящие из частиц с отрицательным тепловым расширением и металлических матриц и обладающие низким тепловым расширением при отличной термостабильности и проводимости. Эти свойства хорошо подходят для высокоточных оборудования, где требуется минимальное тепловое расширение. Вольфрамат циркония ZrW_2O_8 является превосходным изотропным материалом, демонстрирующим отрицательное тепловое расширение в широком диапазоне температур (273-777°C), поэтому он может быть идеальным компонентом для получения композитного материала на основе алюминия. За последние годы были применены различные методы для получения данного композитного материала. Так, например, метод порошковой металлургии показал, что ZrW_2O_8 разлагается при спекании при температуре 600°C, и остается необходимость снижения температур обработки, а при использовании процессов плавления, таких как литье или лазерное плавление, вольфрамат циркония обязательно будет разлагаться, особенно в присутствии такого сильного восстановителя, как алюминий. В данном случае многообещающей выглядит фрикционная перемешивающая обработка (ФПО), которая позволяет получить локальное упрочнение материала при минимальном тепловом воздействии. Кроме того, при введении вольфрамата циркония в виде порошка, возможно улучшение механических и трибологических свойств. Однако в настоящее время опубликованные работы о влиянии ZrW_2O_8 на алюминиевые сплавы после ФПО практически отсутствуют.

Образцы композитного материала на основе алюминиевого сплава АМг5 методом многопроходной фрикционной перемешивающей обработки были получены на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Для этого использовалась алюминиевая пластина толщиной 5 мм в которой был просверлен ряд отверстий. Отверстия были заполнены порошком ZrW_2O_8 , объёмная доля которых составляла 10% от объёма зоны перемешивания. Обработка производилась при осевой нагрузке 13 кН, с частотой вращения инструмента 500 об/мин и скорости подачи инструмента 90 мм/мин. Результаты данной работы показали, что использованные параметры ФПО обеспечили формирование плотных композиционных поверхностных слоев. Фрикционная перемешивающая обработка α - ZrW_2O_8 в пластифицированном АМг5 привела к высокотемпературному превращению α фазы в β фазу, которая затем распалась на оксиды WO_3 и ZrO_2 . Впоследствии сформировались интерметаллидные компоненты WAl_{12} и $ZrAl_3$. Последние упрочнили зону перемешивания сплава АМг5 в сочетании с эффектом Холла-Петча. Кроме того, в полученном материале наблюдалось улучшение трибологических характеристик полученных композитов, а именно снижения значения интенсивности изнашивания и коэффициента трения. Эти эффекты можно объяснить совместным действием механизма Холла-Петча и наличием оксидов Al_2O_3 , ZrO_2 , β' - ZrW_2O_8 , а также интерметаллидных соединений WAl_{12} и $ZrAl_3$.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

ОЦЕНКА УРОВНЯ ЖАРОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЁННЫХ СЛОЕВ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т

Андрюшкина В.Е., Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.

Новосибирский государственный технический университет (НГТУ-НЭТИ), Новосибирск

Хромоникелевая аустенитная сталь 12Х18Н9Т находит применение практически во всех отраслях промышленности (от столовых приборов до корпусов ТВЭЛ). Данная сталь является жаростойкой, её рабочая температура составляет 600 °С. Однако, при достижении 600 °С происходит охрупчивание по границам зерен и развитие межкристаллитной коррозии, что приводит к разрушению деталей [1, 2]. Для предотвращения таких последствий, достаточно повысить жаростойкость поверхностных слоев без изменения структуры основной стали.

Одним из перспективных методов для модифицирования поверхностных слоев является вневакуумная электронно-лучевая наплавка (ВЭЛН). ВЭЛН позволяет сформировать слой толщиной до 3 мм, в котором отсутствуют трещины, поры и расслоения [3]. Для модифицирования поверхности используется порошковая смесь хрома и аморфного бора в различных концентрациях. Согласно литературным данным [4] сочетание этих элементов приводит к формированию жаростойких соединений - боридов.

Режимы обработки и составы порошковых смесей приведены в таблице 1.

Таблица 1. Режимы обработки и составы порошковых смесей

№	Ток пучка, мА	Энергия электронного пучка, МэВ	Удельная поверхностная энергия, кДж/см ²	Насыпная плотность, г/см ²	Компоненты смеси, масс.%		
					Cr	B	MgF ₂
1	23	1,4	6,44	0,33	10	30	60
2					30	10	60

После модифицирования поверхности электронным лучом, материал состоит из 4 зон: модифицированный слой; переходная зона и зона термического влияния; материал, не подвергнутый обработке (см. рис. 1а). Наблюдается различие в структуре модифицированных слоев в зависимости от состава наплавляемых порошковых смесей.

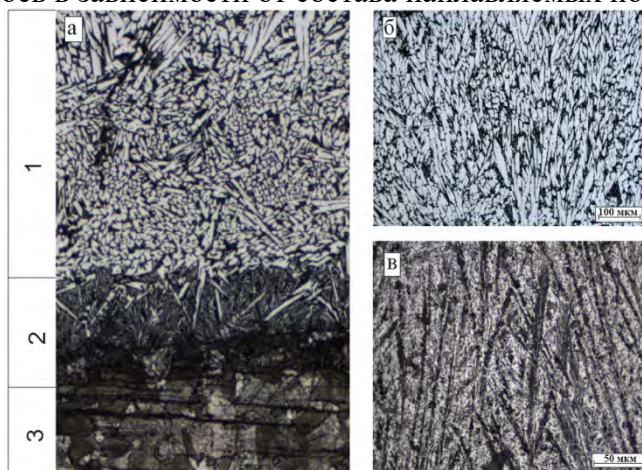


Рис. 1. Схема (а) и структура (б, в) модифицированных слоев

При концентрации порошка хрома 10 масс.% и 30 масс.% бора (см. рис. 1б), наблюдается формирование боридов во всем объеме модифицированного слоя. Области между боридами – пластичная матрица из γ -Fe. Методом рентгенофазового анализа установлено, что бориды имеют состав Cr₂B и (Fe,Cr)₂B, размер которых составляет 50-100 мкм. При концентрации хрома 30 масс.% (см. рис. 1в) образование боридов больших размеров не наблюдается, только бориды состава Cr₂B с размером частиц 3-5 мкм. Структура покрытия при наплавке 30 масс.% хрома представляет дендриты (твердый раствор бора в

аустените).

Оценка уровня жаростойкости проводилась по ГОСТ 6130 – 71 [5]. Образцы выдерживались при температуре 850 °С в течение 20 часов, на воздухе. Каждые 5 часов образцы охлаждались вместе с печью и взвешивались. Относительная жаростойкость (см.рис.2) оценивалась путем сравнения изменения массы эталона (сталь 12Х18Н9Т) к изменению массы с исследуемых покрытий.

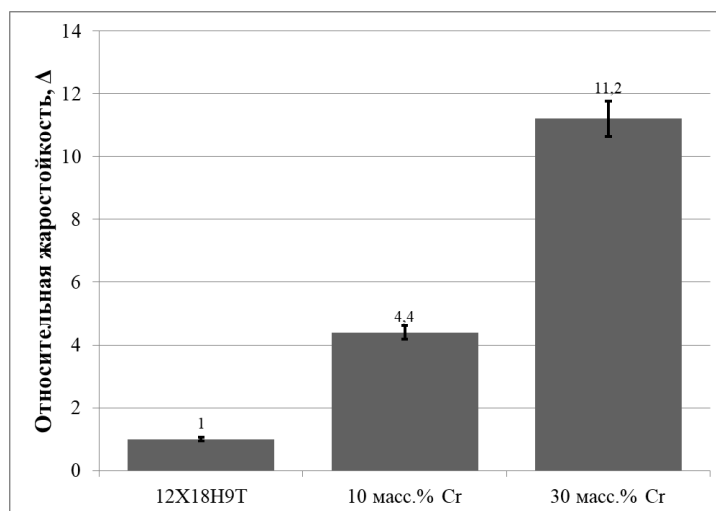


Рис.2. Относительная жаростойкость сформированных слоев

Наибольшее повышение относительной жаростойкости наблюдается у образцов с 30 масс.% хрома – в 11,2 раза. Это объясняется большим количеством введенного в поверхность хрома. Следует отметить, что при формировании боридов по всему объему (10 масс.% хрома) жаростойкость повышается в 4,4 раза относительно эталона.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009).

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034, 075-15-2021-698).

1. Сагарадзе В. В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В. В. Сагарадзе, А. И. Уваров. – Екатеринбург : УрО РАН, 2013. – 720 с. – Текст : непосредственный.
2. Пояркова Е.В. Влияние высокотемпературного нагрева на структуру поверхностных окислов нержавеющей стали. / Е.В. Пояркова, А.В. Яхин // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013. – №3. – С. 1267 – 1270.
3. Голубенко Ю.И. Ускорители электронов серии ЭЛВ: состояние, применение, развитие. /Ю.И Голубенко, М.Э. Вэйс, Н.К. и др. // Вестник радтех – евразия. – 1999 год. – № 1 (9). – С.6 – 31.
4. Гальченко Н. К. Структура и триботехнические свойства боридных покрытий, полученных электронно – лучевой наплавкой / Н. К. Гальченко, С. И. Белюк, К. А. Колесникова, В. Е. Панин, О. К. Лопакова // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – Спец. Выпуск. – С. 133 – 136.
5. ГОСТ 6130 – 71. Металлы. Методы определения жаростойкости (с Изменением N 1). Общие положения : Государственный стандарт союза ССР : издание официальное : утв. и введ. в действие Постановлением Государственного комитета стандартов Совета Министров СССР от 12.02.71 N 225: введ. взамен ГОСТ 6130 – 52: дата введ. 1972 – 01 – 01 / разработан Министерством тяжелого энергетического и транспортного машиностроения СССР. – Москва : Издательство стандартов, 1990. – 9 с. – Текст : непосредственный.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Колубаев Е.А
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интерметаллические сплавы на основе никеля и алюминия находят широкое распространение в различных отраслях промышленности. При этом особый интерес представляет сплав Ni_3Al , который характеризуется высокой прочностью на растяжение и сжатие в широком интервале температур вплоть до 1100°C , положительной температурной зависимостью предела текучести, высокой коррозионной стойкостью, высокой стойкостью к усталостному разрушению, ползучести и износу, в том числе при повышенных температурах. Существенным недостатком сплавов на основе Ni_3Al является низкая пластичность и склонность к хрупкому разрушению, что существенно затрудняет их обработку при производстве изделий. В связи с этим перспективным методом производства деталей машин и механизмов на основе алюминидов никеля является аддитивное производство. Основными недостатками применения аддитивных технологий, основанных на использовании в качестве входного сырья дисперсных порошков, являются высокая стоимость порошков, их быстрое окисление, низкая скорость осаждения и др. Поэтому перспективными методами аддитивного производства сплавов на основе никеля и алюминия являются технологии, использующие в качестве исходного материала проволоку. Данная работа посвящена исследованию микроструктуры и фазового состава сплавов на основе никеля и алюминия, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП), к основным преимуществам которого относят возможность создания деталей больших объемов и высокую скорость осаждения.

В работе заготовки в виде вертикальных стенок размером $120\text{ мм} \times 24\text{ мм} \times 7\text{ мм}$ сплавов на основе Ni и Al были получены с применением ЭЛАП технологии с использованием двухпроволочной подачи в ванну расплава двух проволок: никеля (сплав НП-2, 99,5 масс.% Ni) и алюминия (сплав ESAB OK Autrod 1070, 99,8 масс.% Al). Заготовки получали путем последовательного нанесения слоев одинаковой толщины на стальную подложку. Для получения интерметаллических сплавов с разным объемным содержанием компонентов (никеля и алюминия) соотношение скоростей подачи проволок $\text{Ni}:\text{Al}$ варьировалось от 1:1 до 3:1. Микроструктура и фазовый состав образцов были исследованы с помощью оптической и растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного и рентгенофазового анализа.

Результаты исследований показали, что независимо от объемного содержания никеля и алюминия в процессе аддитивного производства формируется сплав с крупнокристаллической многофазной зеренной структурой дендритной морфологии (размеры зерен находятся в диапазоне 150-400 мкм). При этом фазовый состав сплава определяется соотношением компонентов, подаваемых в процессе аддитивного производства. Так, в случае соотношения объема проволок $\text{Ni}:\text{Al}=1:1$ получаемый сплав состоит из трех основных фаз: NiAl , Ni_5Al_3 и Ni_3Al . Увеличение соотношения $\text{Ni}:\text{Al}$ ($\text{Ni}:\text{Al}=2:1$ и $\text{Ni}:\text{Al}=3:1$) приводит к снижению содержания фаз на основе NiAl и Ni_5Al_3 и получаемые сплавы состоят преимущественно из фаз Ni_3Al и Ni . При этом результаты рентгенофазового и энергодисперсионного анализа не выявили присутствия остаточного алюминия в получаемых сплавах независимо от отношения $\text{Ni}:\text{Al}$. Таким образом, результаты исследования показали, что с использованием двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной технологии можно получать интерметаллические сплавы на основе никеля и алюминия с заданным фазовым составом путем варьирования отношения скоростей подачи двух проволок (никеля и алюминия).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0005.

ОБ АНАЛИТИЧЕСКОМ РАСЧЕТЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА ТЕТРАХИРАЛЬНОГО МЕТАМАТЕРИАЛА

^{1,2}Ахметшин Л.Р.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Появление технологии 3D-печати создало прекрасную возможность изготавливать сложные структуры, используя непосредственно их цифровые модели [1, 2]. В последнее время создание структур ассоциируется с метаматериалами, физико-механические свойства которых зависят не от химического состава базового материала, а от искусственно заданной архитектуры. Механические метаматериалы представляют собой упорядоченные мелкомасштабные архитектуры из обычных материалов, которые можно адаптировать для достижения ими требуемых механических или физических характеристик.

Механическое поведение трехмерных метаматериалов зависит от составляющей их структуры [3], которая часто состоит из двумерных структур. Работ, посвященных детальному изучению двумерных структур метаматериалов мало. В данной работе пристальное внимание обращено на плоский тетрахиральный метаматериал. Исследование на мезоуровне (масштаб элементарной ячейки) позволяет нам определить эффективные упругие свойства метаматериала на макроуровне в результате процедуры численного усреднения.

Перспективными являются метаматериалы с хиральной структурой. В данной работе рассматривается тетрахиральная структура, которая представляет собой четыре связки, соединенные по касательной с кольцом. Хиральность – свойство объекта не совмещаться в пространстве со своим зеркальным отражением. Образец из такого метаматериала при одноосном нагружении реализует отклонение от исходного положения за счет скручивания тетрахиральной структуры. Изучение скручивания тетрахиральных структур представляет большой интерес. Степень проявления скручивания зависит от параметров структуры.

Варьируя параметры тетрахиральной структуры и нагружая их вдоль одной оси, было обнаружено что существенный вклад в отклонение вносят три параметра: внутренний (r_1) и внешний (r_2) радиусы кольца, и толщина связок (t). Это было замечено при следующих комбинациях параметров: $r_1 = 16,5$ мм; $r_2 = 17,5$ мм; $t = h = 5$ мм и $r_2 = 17,5$ мм; $r_1 = 12,5$ мм; $t = 1$ мм, $h = 5$ мм.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00402, <https://rscf.ru/project/23-29-00402/>.

1. A system for designing and 3D printing of porous structures / A. Ullah, H. Kiuno, A. Kubo, D.M. D'Addona // CIRP Annals. – 2020. – Vol. 69, Is. 1. – P. 113-116. – DOI:10.1016/j.cirp.2020.04.088.
2. Mechanical properties of additively manufactured metal lattice structures: Data review and design interface / B. Hanks, J. Berthel, M. Frecker, T.W. Simpson // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 35, No. 101301. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101301.
3. Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю. Анализ некоторых методов соединения ячеек в механическом тетрахиральном метаматериале // Вестн. Том. гос. ун-та. Мат. и мех. – 2022. – № 77. – С. 27–37. – DOI:10.17223/19988621/77/3.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОЛИ БАЗОВОГО МАТЕРИАЛА В ТЕТРАХИРАЛЬНОМ МЕТАМАТЕРИАЛЕ

^{1,2}Ахметшин Л.Р.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Метаматериалы – это искусственно созданные материалы, обладающие необычными свойствами, чаще всего, не встречающимися в природе. При создании метаматериалов наибольшее внимание уделяется созданию структур на микроуровне и выше, а не химическому составу базового составляющего материала. Механические метаматериалы представляют интерес с точки зрения получения необычных механических свойств. Они могут проявлять механические свойства и функциональные возможности, которые отличаются от свойств базового материала, из которого они построены и даже превосходят их [1, 2]. Разработка легких и прочных современных материалов с беспрецедентными многофункциональными свойствами является одной из основных инженерных задач в течение последних нескольких десятилетий [3]. Ячеистые гибкие метаматериалы представляют собой класс механических метаматериалов, характеризующихся повышенной пористостью. Поведение таких материалов существенно зависит от их микроструктурной геометрии и внутренней структуры [4], которые влияют на долю объема базового материала в общем объеме метаматериала. Она, в свою очередь, влияет на затраты базового материала при изготовлении метаматериала и на его механические свойства.

В работе показано, что внутренней структурой метаматериала можно управлять не только за счет изменения параметров, характеризующих построение элементарной ячейки метаматериала, но и за счет выбора одного из двух способов соединения элементарных ячеек – «присоединение» и «внахлест». Было обнаружено, что объемы базового материала в образцах, полученных двумя способами соединения ячеек различаются на 46,5%, при равном количестве ячеек. Это значит, что, соединяя ячейки способом «внахлест» происходит экономия базового материала в образце практически в 2 раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.

1. Flexible mechanical metamaterials / K. Bertoldi, V. Vitelli, J. Christensen, M. van Hecke // Nat. Rev. Mater. – 2017. – Vol. 2, No. 17066. – DOI: 10.1038/natrevmats.2017.66
2. Gibson L. J., Ashby M. F. Cellular solids: Structure and properties. – Cambridge: Cambridge University Press, 1997. – 528 p.
3. Thermal conductivity of architected cellular metamaterials / A. Mirabolghasemi, A. H. Akbarzadeh, D. Rodrigue, D. Therriault // Acta Mater. – 2019. – Vol. 174. – P. 61–80. – DOI:10.1016/j.actamat.2019.04.061
4. Akhmetshin L. R., Smolin I.Yu. Characterization of a chiral metamaterial depending on the type of connection between unit cells // Proc. Inst. Mech. Eng., Part C: J. Mech. Eng. Sci. – 2022. – Vol. 236. – No. 19. – P. 10214–10220. – DOI: 10.1177/09544062221101832

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО И УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ НА УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

¹Багмутов В.П., ¹Романенко М.Д., ¹Захаров И.Н., ¹Дудкина Н.Г., ²Задорожный В.С.

¹*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград*

²*Общество с ограниченной ответственностью «Ультра-резонанс», Екатеринбург*

Поверхностное упрочнение титановых сплавов широко применяется для повышения их коррозионной стойкости, износостойкости, сопротивления к образованию задигов и схватыванию (адгезионный и абразивный износ), а также предотвращения формирования и роста микротрещин в поверхностном слое, приводящих к снижению выносливости и долговечности детали. Формирование эффективного комплекса свойств по усталостной прочности, износостойкости и т.д. может достигаться комбинацией нескольких методов поверхностного упрочнения и их технологических режимов. В работе рассматриваются особенности применения технологий на основе электромеханической обработки (ЭМО), безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) и термического старения для повышения усталостной долговечности, износостойкости и твердости поверхностного слоя широко распространенных титановых псевдо-альфа (ПТ-3В) и альфа+бета (ВТ-22) сплавов.

Приводятся результаты сравнительного анализа данных по долговечности титановых сплавов после различных комбинаций воздействий в ходе ЭМО и БУФО. Показано, что наличие на поверхности металла упрочненного поверхностного слоя может существенно изменять свойства не только самой поверхности, но и образца в целом. Трансформации структуры, свойств, микрогеометрии, напряженно-деформированного состояния поверхности сопровождаются изменением усталостной прочности и долговечности.

С использованием результатов компьютерного моделирования показано, что термосиловое воздействие при ЭМО титановых сплавов сопровождается формированием в поверхностном слое металла растягивающих остаточных напряжений. Последующая обработка поверхностным пластическим деформированием (при БУФО) приводит к снижению уровня растягивающих остаточных напряжений, при этом область действия сжимающих напряжений смещается ближе к поверхности и их максимум располагается вблизи границы упрочненного и неупрочненного металла.

Формирование при ЭМО ультрадисперсной структуры поверхностного слоя титановых сплавов сопровождается повышением микротвердости (например, для сплава ПТ-3В — до 50 %). Наряду с возникновением растягивающих термических остаточных напряжений это приводит к появлению и росту микротрещин уже на первых циклах нагружения и, как следствие, к существенному (до 70–75 %) снижению долговечности поверхностно упрочненных образцов.

БУФО, несмотря на отсутствие заметных изменений микротвердости поверхности, сопровождается ростом усталостной долговечности от 10 до 75 % за счет повышения чистоты поверхности, уменьшения влияния концентраторов напряжения и формирования благоприятных (сжимающих) остаточных напряжений.

Наибольшие микротвердость и глубина упрочненного слоя для сплава типа ПТ-3В достигаются при комбинированном упрочнении ЭМО+БУФО за счет изменения знака остаточных напряжений с растягивающих на сжимающие, выглаживания микронеровностей, залечивания поверхностных дефектов и микронеоднородностей, снижения (за счет высоких скоростей термо-деформационных процессов) диффузионной активности легирующих элементов, их коагуляции по границам зерен и выделения хрупких интерметаллидных фаз. Наличие такого упрочненного слоя блокирует хрупкий рост усталостных трещин и сопровождается возрастанием долговечности образцов на 25–40 %.

Для сплавов типа ВТ22 повышение микротвердости поверхности образцов достигается после комбинированного упрочнения ЭМО+БУФО и дополнительной операции термического старения. В этом случае изотермическое старение образцов из сплава ВТ22, проведенное после ЭМО и ЭМО+БУФО, сопровождается формированием более

равновесной, однородной структуры с равномерным распределением упрочняющих ультра- и нанодисперсных частиц и повышенной микротвердостью, а также снижением интенсивности остаточных напряжений. Полученный «барьерный» слой препятствует выходу усталостных трещин на поверхность, смещая очаги их зарождения в подповерхностные слои основного (более вязкого) металла. В результате удастся избежать падения усталостных характеристик, наблюдаемого для поверхностно упрочненных ЭМО образцов без старения.

Таким образом, применение комбинированных технологий поверхностного упрочнения на основе ЭМО и БУФО дает возможность эффективно регулировать уровень усталостной долговечности (с ее повышением на 10–70 %) и способность поверхностного слоя сопротивляться возникновению, росту усталостных трещин широко используемых титановых сплавов двух групп (псевдо-альфа и альфа+бета). Комбинированное поверхностное упрочнение (ЭМО+БУФО, ЭМО+старение и т.д.) позволяет добиваться сбалансированного комплекса характеристик материала по прочности и пластичности за счет трансформации структуры упрочненного слоя в более однородную с равномерным распределением ультра- и нанодисперсных упрочняющих частиц, снижения содержания поверхностных дефектов и коррекции в область сжатия эпюры остаточных напряжений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-13-00354, <https://rscf.ru/project/23-13-00354/> и при финансовой поддержке молодых ученых ВолгГТУ в рамках научного проекта № 5/471-22.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16АТ

¹Бао Ф., ¹Башкова Т.И., ^{1,2}Люй Л., ¹Башков О.В.

¹Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре

²Хэйлунцзянский университет науки и технологий, Харбин, КНР

Перспективным направлением исследований в последний период времени, направленным на управление качеством оксидного покрытия, сформированного методом микродугового оксидирования (МДО), стал поиск сопутствующего параметра, комбинированного с факторами обработки, который бы обеспечивал комплекс свойств МДО покрытий, формируемых в реальном времени [1]. Сигналы акустической эмиссии (АЭ) могут нести информацию об источнике дискретного электрического пробоя в процессе МДО. Таким образом, установление связи между параметрами акустической эмиссии и качеством покрытия МДО будет способствовать повышению эффективности управления процессом микродугового оксидирования для получения желаемого качества покрытия [2].

В работе использовались образцы в форме пластин толщиной 2 мм, размером 20 × 20 мм, вырезанные из естественно состаренного листа алюминиевого сплава Д16АТ, плакированного с обеих сторон чистым алюминием толщиной 100 мкм. Оксидирование проведено в электролите состава Na₂SiO₃ + КОН + дистиллированная вода. Выбранные параметры оксидирования показаны в таблице 1.

Таблица 1. Матрица факторного планирования эксперимента

Фактор	Образцы								
	D1	D20	D10	D11	D5	D19	D12	D21	D9
Плотность тока i , А/дм ²	22			48			74		
Время обработки t , с	180	900	1620	180	900	1620	180	900	1620

Регистрацию сигналов АЭ В процессе оксидирования осуществляли системой на базе Adlinktech PCI-9812 и программного обеспечение АЕ Pro 2.0. В качестве преобразователя АЭ использовался широкополосный пьезоэлектрический преобразователь модели GT301 с частотным диапазоном 50-550 кГц. Коэффициент усиления усилителя АЭ сигналов составлял 40 дБ или 60 дБ. Результаты микроскопических исследований поверхности сформированного оксидного покрытия представлены на рисунке 1.

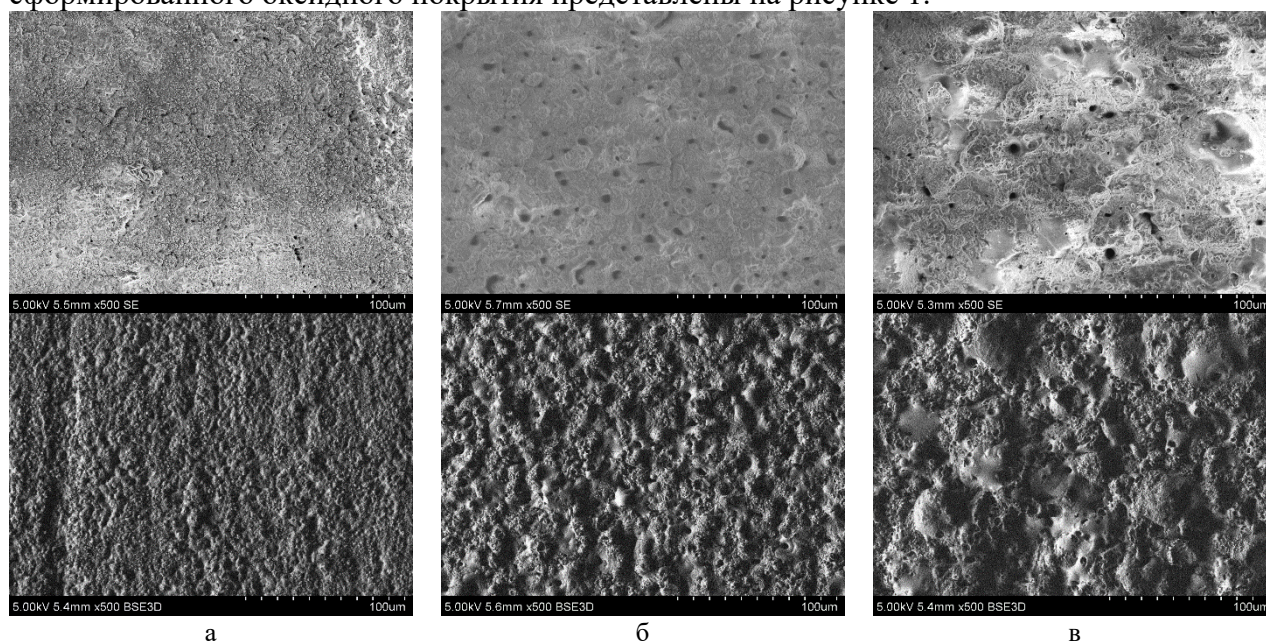


Рис. 1. Морфология поверхности МДО покрытия для образцов: D11 (а), D5 (б), D19 (в)

В результате применения методики АЭ были получены в процессе МДО амплитуды сигналов, демонстрирующих периодическое возрастание и снижение (рис. 2). Данная особенность изменения амплитуды сигналов позволяет разделить процесс МДО на несколько стадий.

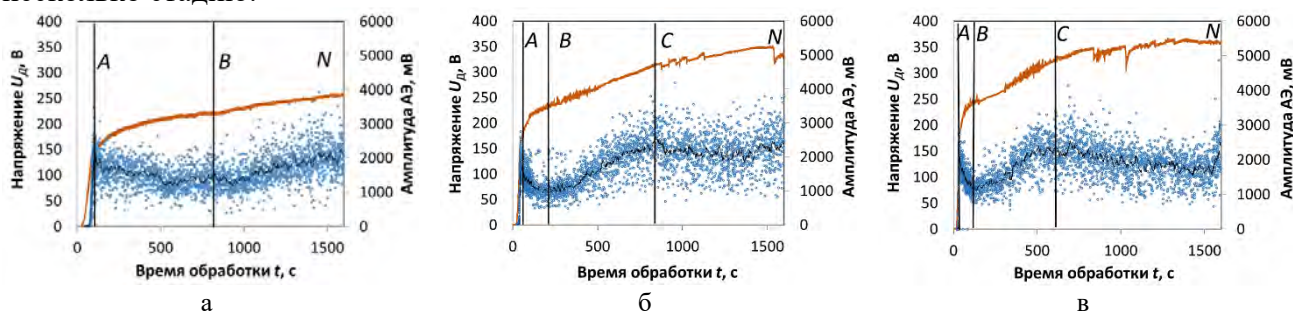


Рис. 2. Временные зависимости амплитуды АЭ и напряжения окисления, регистрируемых в процессе МДО: образец D10 (а), образец D19 (б), образец D9 (в)

Для количественной оценки значений амплитуды АЭ, регистрируемой в процессе МДО, в качестве дополнительного нового фактора использовались значения периодов времени AN , BN и CN с момента окончания каждой из стадий OA , AB и BC , соответственно, до завершения процесса МДО. Полученные уравнения линейной регрессии использовались для при определении заданного качества оксидного покрытия с определенной толщиной и шероховатостью. Результаты линейной регрессии по различным факторам представлены в таблице 2.

Таблица 2. Линейная регрессия по различным факторам

Факторы			Достоверности линейной аппроксимации с экспериментальными значениями	
			Толщина	Шероховатость
X_1	X_2	X_3		
Плотность тока окисления i	Время окисления t	—	0,90	0,81
		AN	0,93	0,82
		BN	0,96	0,91
		CN	1,00	1,00

Представленный в таблице 1 результат показывает, что при использовании фактора с периодом времени AN достоверность полученных значений параметров оксидного покрытия выше, чем без использования дополнительного фактора X_3 . А при использовании фактора с периодом времени BN достоверность выше, чем при использовании фактора с периодом AN . При увеличении периода времени, определяемого по циклическому изменению амплитуды сигналов АЭ при МДО, достоверность определения параметров оксидного покрытия повышается. Максимального значения, равного 1,00, достоверность аппроксимации между расчетными и экспериментальными данными достигается при использовании в качестве фактора X_3 периода времени CN на последнем цикле изменения амплитуды АЭ.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента государственной поддержки ведущих научных школ РФ, проект НШ-452.2022.4.

1. Исследование процесса формирования оптически черных оксидно-керамических покрытий на поверхности алюминиевого сплава 1160 / Ж.И. Беспалова, И.Н. Паненко, В.В. Дубовсков, П.Н. Козаченко, Ю.Д. Кудрявцев // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Естественные науки. – 2012. – № 5. – С. 63-66.
2. Исследование влияния режимов микродугового окисления на морфологию и параметры оксидного покрытия, наносимого на алюминиевый сплав Д16АТ / Ф. Бао, О.В. Башков, Д. Чжан, Л.Люй, Т.И. Башкова // Frontier Materials & Technologies. – 2023. – № 1. – С. 7-21.

РАЗВИТИЕ КВАНТОВЫХ ТЕХНОЛОГИИ УПРАВЛЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ АТТОСЕКУНДНЫХ ОДНОПЕРИОДНЫХ ИМПУЛЬСОВ СВЕТА ИНФРАСТРУКТУРОЙ ИНФОРМАЦИОННЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОТОКОВ В МАТЕРИАЛАХ

Безносюк С.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул

Этот доклад посвящен последним достижениям в исследованиях квантовых технологий применения аттосекундных однопериодных импульсов жесткого УФ и мягкого рентгена для управления быстропротекающими квантовыми электромеханическими процессами в структурно неравновесных конденсированных состояниях материи. За последние 5 лет было теоретически и экспериментально показано что мощное возбуждение электронов в конденсированном состоянии аттосекундным однопериодным световым импульсом, показанным ниже на Рисунке 1, создает возможность генерировать новые состояния материи нетепловыми средствами и иерархически контролировать их свойства от субатомного до макроуровня в масштабах времени от аттосекунд до микросекунд [1–5].

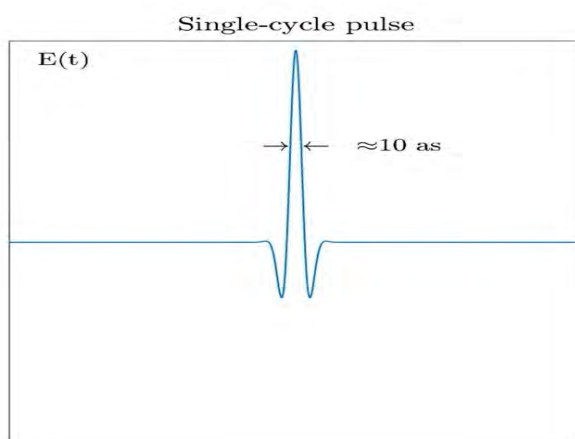


Рис. 1. Аттосекундный однопериодный импульс мягкого рентгеновского излучения [3]

В настоящее время интенсивно развивается использование аттосекундных однопериодных световых импульсов для создания направленных когерентных смещений сверхсжатых волновых пакетов субатомных одно- двух-электронных возбуждений сверхскоростной передачи квантовой информации за счёт соединения отдельных участков в сети атомов, а также для наблюдения их дифракции на быстро изменяющихся неравновесных структурах материалов [6–9]. Новый способ управления смещением электронов при использовании аттосекундных однопериодных импульсов света происходит в более быстром масштабе по сравнению с квантово-динамическим искажением электронного волнового пакета и приводит к его смещению по строго однонаправленному пути. При этом последовательность инвертируемых импульсов, воздействующих на цепочку ионов, позволяет аттосекундно управлять направленностью когерентного движения одноэлектронного волнового пакета туда и обратно между соседними узлами, обеспечивая когерентный обмен информацией между кубитами. Такой универсальный механизм применим и для аттосекундного управления направленным смещением запутанных по спину двухэлектронных волновых пакетов, используемых в современной квантовой спинтронике. Новые результаты открывают также путь к квантовым технологиям быстрого манипулирования неравновесными структурами твердых тел с помощью одно-тактовых солитонов пар когерентно-запутанных аттосекундных однопериодных импульсов света, управляющих запутанными по заряду двухэлектронными пакетами в квантовых НЭМС материалов.

Различные перспективные типы фотонных инструментов квантовых технологий в

области аттофизики материалов показаны на рисунке 2.

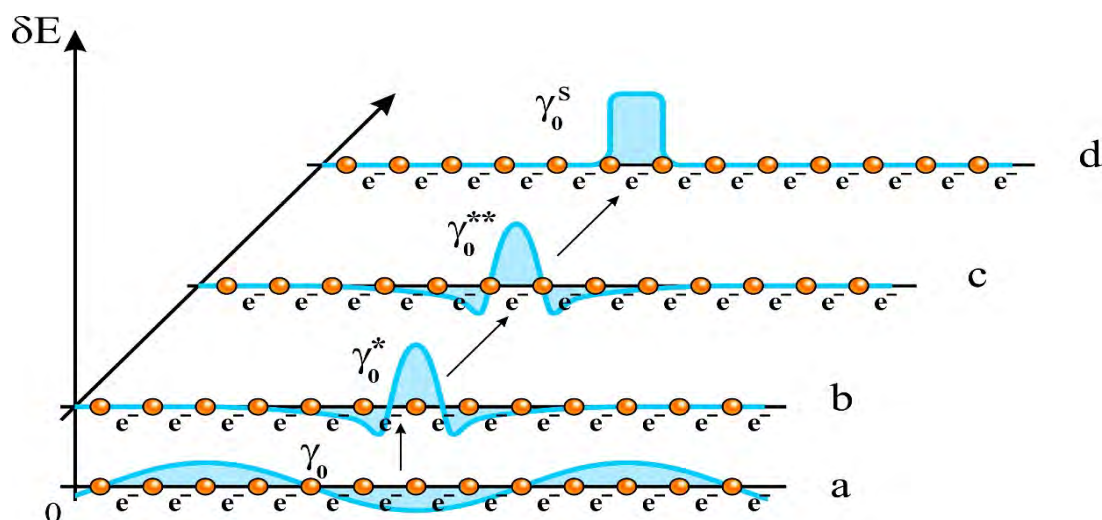


Рис. 2. Моды аттосекундного электромагнитного излучения [1]: делокализованный фотон (а), однопериодные импульсы света (b, c), одно-тактовый солитон света (d)

1. Attosecond nanotechnology: from subatomic electrostatic strings entangling electron pairs to supra-atomic quantum nanoelectromechanical systems energy storage in materials / S.A. Beznosyuk, O.A. Maslova, D.Yu. Maksimov, M.S. Zhukovsky // *Int. J. Nanotechnol.* – 2018. – Vol. 15, № 4/5. – P. 245-257.
2. Flannigan, D.J., Lindenberg, A.M. Atomic-scale imaging of ultrafast materials dynamics // *MRS Bulletin.* – 2018. – Vol. 43. – P. 485–490.
3. Attosecond single-cycle undulator light: a review / A. Mak, G. Shamuilov, P. Salén, et al. // *Reports on Progress in Physics.* – 2019. – Vol. 82. – P. 25901.
4. Beznosyuk S.A., Maslova O.A., Zhukovsky M.S. Quantum infrastructure of attosecond sensors and actuators of nonequilibrium physical media in smart materials // *Phys. Mesomech.* – 2019. – Vol. 22. – P. 432-438.
5. Beznosyuk S.A., Maslov O.A., Zhukovsky M.S. Hybrid quantum technologies of intellectual nanomaterials // *Int. J. Nanotechnol.* – 2019. – Vol. 16, № 1-2-3. – P 22-33.
6. Agueny H. Coherent electron displacement for quantum information processing using attosecond single cycle pulses. *Sci. Rep.* – 2020. – Vol. 10. – P. 21869.
7. Vanacore G.M., Madan I., Carbone F. Spatio-temporal shaping of a free-electron wave function via coherent light–electron interaction // *Riv. Nuovo Cim.* – 2020. – Vol. 43. – P 567-597.
8. Zong A., Kogar A., Gedik N. Unconventional light-induced states visualized by ultrafast electron diffraction and microscopy // *MRS Bulletin.* – 2021. – Vol. 46. – P 720-730.
9. Quantum interference and imaging using intense laser fields / K. Amini, A. Chacón, S. Eckart et al. // *Eur. Phys. J. D.* – 2021. – Vol. 75. – P. 275.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ NiMn–NiAl

^{1,2,3}Белослудцева Е.С., ^{1,2}Пушин В.Г., ^{1,2}Куранова Н.Н., ^{1,2}Винокуров Д.Е.

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург

³ООО «СИАМС», Екатеринбург

Создание новых материалов, способных функционировать в разнообразных условиях, становится все более востребованным в условиях современного развития науки, техники и экономики. Наличие термоупругого мартенситного превращения в сплавах обеспечивает в них ряд уникальных физических явлений, таких как сверхупругость, сверхпластичность и эффект памяти формы. К таким сплавам относятся сплавы на основе системы NiMn – NiAl. Актуальной задачей в изучении данных сплавов, в частности, является исследование иерархии структуры.

Термоупругие мартенситные превращения (ТМП) и размерную иерархию структурных элементов в сплавах системы NiMn – NiAl изучали методами рентгеноструктурного фазового анализа, микроскопии видимого света, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов. Анализ изображений выполнен в среде программного обеспечения SIAMS 800 и нейросети SIAMS AIM.

Анализ рентгеновских дифрактограмм и электронограмм позволил установить, что квазибинарные сплавы NiMn – NiAl (до 20 ат.% Al) при комнатной температуре находятся в мартенситном состоянии. В них в зависимости от степени легирования формируются либо мартенситная фаза с тетрагональной решеткой L1₀ (a = 0,374 нм, c = 0.352 нм), либо длиннопериодные мартенситные фазы типа 10M (с орторомбической кристаллической решеткой) или 14M (с моноклинной кристаллической решеткой) [1].

Металлографические исследования показали, что межзеренные границы часто имели округло-ступенчатую форму. Показано, что внутри зерен пакеты стыкуются по межпакетным границам, которые могут быть как плоскими, так и не так и не плоскими, хотя и разделяют когерентно сопряженные кристаллы (рис. 1, а). Анализ электронномикроскопических изображений и электронограмм показал, что мартенсит имел преимущественную морфологию в виде иерархии пакетов тонких пластинчатых и внутренне двойникованных кристаллов (рис. 1, б) с плоскими границами габитусов {111}_{L10}//{101}_{B2}. Системы двойнивающего сдвига L1₀-мартенсита {111}<11 $\bar{2}$ >_{ГЦТ} (или {101}<1 $\bar{1}$ 0>_{ОЦТ}) близки к мягкой моде Зинеровского типа {101}<10 $\bar{1}$ >_{B2}, типичной для ОЦК-кристаллов [2].

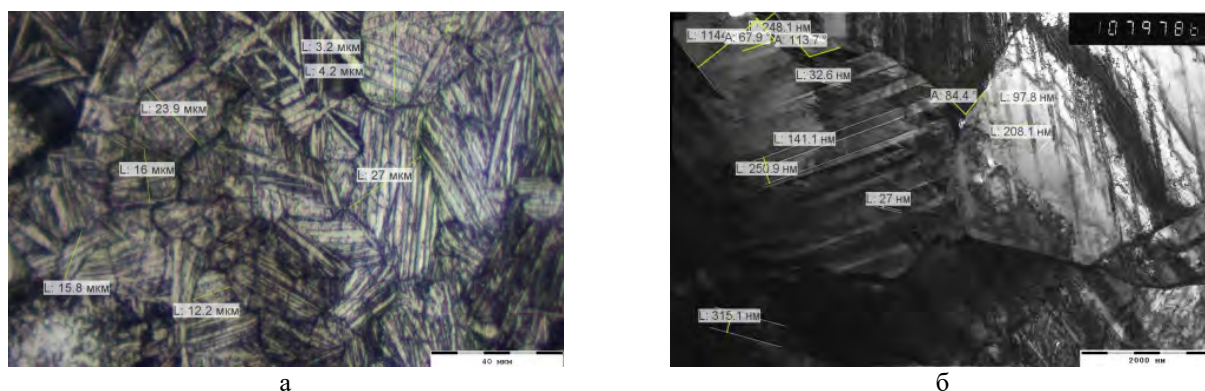


Рис. 1. Микроструктура сплава, полученного в оптическом микроскопе SIAMS AT-30 (а) и в просвечивающем электронном микроскопе JEM 200СХ JEOL (ЦКП ИФМ УрО РАН) (б)

Таким образом, такая хорошо организованная структура сплавов формируется за счет самосогласованного роста мартенситных кристаллов (определяемого наиболее выгодным направлением мартенситных сдвигов), то есть так, чтобы суммарная макроскопическая деформация и упругие напряжения были минимальными. Это в свою очередь определяет

формирование самоаккомодирующей пакетной иерархии субструктуры кристаллов мартенсита всех кристаллографически эквивалентных ориентаций с первичным микродвойникованием и образованием дефектов упаковки.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2) Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. При финансовой, технической и программной поддержке ООО «СИАМС».

1. Белослудцева Е.С. микроструктура, термоупругие мартенситные превращения и свойства В2 сплавов на основе Ni-Mn: дис. ... канд. физ. мат. наук: 01.04.07/ Е.С. Белослудцева- ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, 2017 - 167 с.
2. Хачин, В.Н. Никелид титана: структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. – М.: Наука, 1992. – 160 с.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ТЕРМОУПРОЧНЯЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Бодякова А.И., Ткачев М.С., Малофеев С.С.

ФГАОУ ВО НИУ «БелГУ», Белгород

Благодаря высокой теплопроводности медь и ее сплавы находят применение в системах теплоотвода. В связи с этим поверхность медных сплавов часто работают в тесном контакте с другими материалами, которые необходимо охладить, что приводит к быстрому износу поверхности медных изделий. Повышение прочности может помочь решить данную проблему. В связи с этим интересным представляется использование обработки трением с перемешиванием (ОТП) для повышения поверхностной прочности меди и ее сплавов благодаря формированию УМЗ структуры. В зависимости от режима ОТП в термоупрочняемых сплавах можно спровоцировать распад пересыщенного твердого раствора или растворение избыточных фаз, что позволяет регулировать и контролировать фазовый состав с помощью данной обработки, а, следовательно, и физико-механические свойства.

Для исследования был выбран низколегированный медный сплав Cu-0,3%Cr-0,5%Zr (весовые %). Сплав был обработан на пересыщенный твердый раствор при температуре 920 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде. После данной обработки твердость медного сплава составляла 57 HV, электрическая проводимость - 35% IACS. Из заготовок вырезали пластины толщиной 3 мм. Далее осуществляли ОТП на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company. Инструмент для обработки трением с перемешиванием был изготовлен из карбида вольфрама. Диаметр плечиков составлял 12,5 мм, длина пина – 5 мм. Скорость вращения инструмента достигала 800 мин⁻¹, скорость подачи – 375 мм/мин. Угол наклона инструмента к нормали составил 2,5°. В ходе ОТП проводили измерения температуры процесса на границе зоны перемешивания и зоны термического влияния с помощью термопар. Твердость измеряли в поперечном сечении пластин после ОТП на твердомере Wolpert 420 MVD методом Виккерса с нагрузкой 100 г, временем выдержки 10 с. Электрическую проводимость измеряли на поверхности пластины со стороны обработки с помощью вихретокового измерителя Константа К-6.

На рис. 1а представлен термический цикл ОТП.

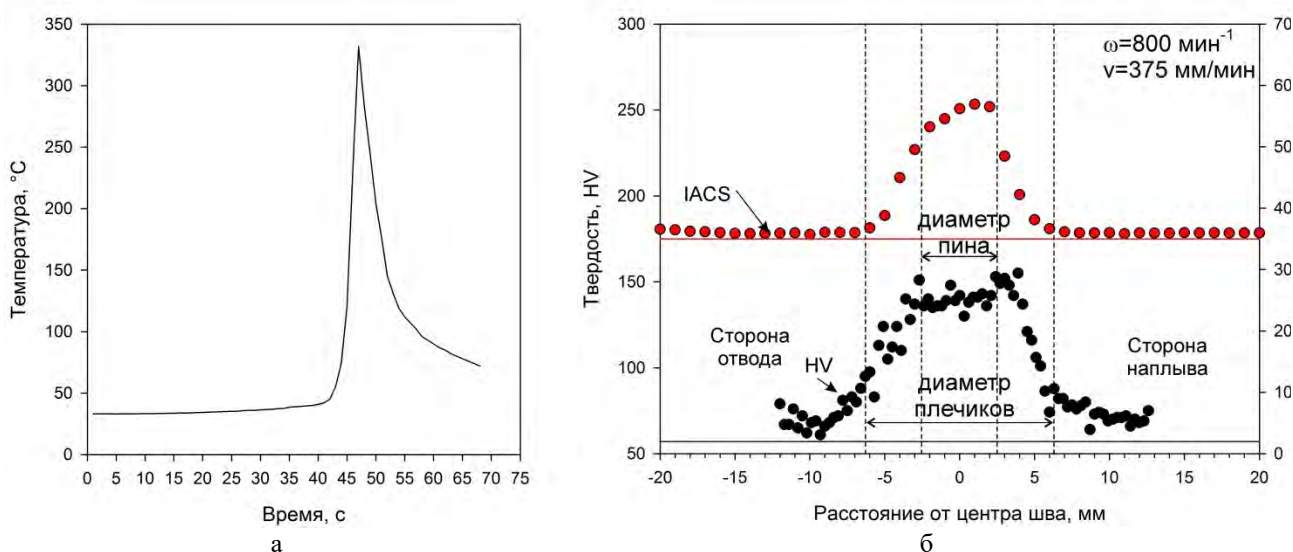


Рис. 1. Термический цикл ОТП (а), электрическая проводимость и твердость низколегированного медного сплава Cu-Cr-Zr после ОТП (б)

Максимально наблюдаемая температура процесса ОТП составляла 332 °С, время остывания заготовки до температуры 100 °С составило 10 сек. ОТП приводит к повышению

проводящих свойств медного сплава, что может быть следствием распада пересыщенного твердого раствора. Максимальная электрическая проводимость наблюдается в зоне перемешивания и достигает 57 % IACS, что на 22 % IACS выше, чем в исходном состоянии. Область повышения электрической проводимости в образце совпадает с диаметров плечиков инструмента. Выделение частиц в процессе ОТП и формирования УМЗ структуры способствует значительному увеличению твердости в зоне перемешивания до 140 HV. Максимальная твердость наблюдается в зоне термомеханического влияния и достигает 158 HV. За счет повышения температуры и интенсивной пластической деформации в процессе ОТП может происходить распад пересыщенного твердого раствора и выделение дисперсных частиц, что приводит к повышению прочности и электрической проводимости в поверхностном слое обрабатываемого материала. Кроме того, выделение дисперсных частиц будет способствовать стабилизации УМЗ структуры, сформированной в процессе ОТП.

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК С ДОБАВЛЕНИЕМ МИКРОПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ

Бурков М.В., Еремин А.В., Любутин П.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Слоистые композиты на основе высокопрочных волокон постепенно становятся основным материалом в авиастроении. Обладая великолепными механическими характеристиками, углепластики предлагают преимущества также и в технологическом плане: становится возможным производить большие конструкции целиком, снижая количество крепежа и, соответственно, количество технологических операций по его установке. При этом современные находки в области высококлассных термопластичных полимеров, позволяют вывести углепластики на еще более высокий уровень. Так, например, в качестве связующих используется полиэфирэфиркетон (ПЭЭК). Он обладает достаточно высокой прочностью, пластичностью, способен работать при повышенных и пониженных температурах, обладает хорошим сопротивлением усталостному разрушению. Также он может быть модифицирован дополнительными микро- или наночастицами для повышения механических и физических свойств как непосредственно полимера, так и композита в целом. В данной работе была поставлена задача исследовать влияние микропорошков меди, никеля и коротких углеродных волокон на усталостную долговечность при одноосном циклическом растяжении.

Проведены испытания на циклическое растяжение образцов углепластиков с отверстием согласно стандарту ASTM D7615-11. Заготовки углепластиков изготовлены методом горячего прессования препрегов. Предварительно с помощью пневматического распылителя микропорошки меди и никеля (диаметр ~70-100 мкм), а также коротких углеродных волокон в этаноле были нанесены на листы препрегов. После испарения этанола листы укладывались в пресс-форму со схемой $[0/45/90/-45]_{2s}$. Прессование проводили при давлении 0.7 МПа и температуре 370 °С. Согласно стандарту ASTM D7615-11 из заготовок вырезали образцы с отверстием. Для использования метода корреляции цифровых изображений на поверхность изготовленных образцов наносили спекл-картину.

Нагружение проводили на сервогидравлической испытательной машине BiSS UTM 150 kN с асимметрией цикла $R=0.1$. Величину максимальных напряжений в цикле для всех образцов без исключения принимали равной 75% от среднего значения предела прочности на статическое растяжение образцов немодифицированного углепластика с отверстием. Нагружение проводили с частотой 5 Гц. В качестве экстензометра использовалась оптическая система корреляции цифровых изображений Vic-3D, регистрирующая удлинение, а также поля деформации. Запись изображений проводили с одной цифровой камеры. Для освещения поверхности образца использован LED осветитель. В процессе испытания согласно стандарту ASTM D7615-11 на определенных наработках испытание останавливали и проводили псевдостатическое нагружение с целью определения жесткости образца и анализа ее снижения, что свидетельствует о деградации структуры образца.

По результатам испытаний показано, что число циклов до разрушения у образцов без модификации составило 13 тыс. циклов. Добавление коротких углеволокон практически не изменяло среднее значение количество циклов до разрушения. При добавлении микропорошков никеля и меди количество циклов до разрушения увеличилось до 56 и 62 тыс. циклов соответственно.

Работа выполнена в рамках проекта FWRW-2021-0010.

СОСТАВ И СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭЛЕКТРОЛИТА В КОРТКОИМПУЛЬСНОМ РЕЖИМЕ

Бутягин П.И., Арбузова С.С., Екимова И.А.

Акционерное общество «МАНЭЛ», Томск

Микродуговое оксидирование сплавов металлов вентильной группы МДО – это вид электрохимической обработки поверхности, близкий по механизму к анодированию. Отличительной особенностью является участие в процессе формирования покрытия поверхностных микрозарядов. Воздействие высоких температур (~2000 °С) и давления (600Атм) в зоне пробоя в течение короткого времени (время существования зарядов – сотни микросекунд) [1] приводит к формированию покрытий, существенно отличающихся по составу, структуре и свойствам от анодных покрытий.

Более эффективное использование энергии микроплазменного разряда (МПР) при формировании покрытия делает МДО-технологию в короткоимпульсном режиме перспективной для применения в серийном производстве керамических покрытий различного назначения – коррозионностойкие, износостойкие, оптические, электроизоляционные, устойчивые к перепаду температур (-180 °С....+280 °С). Однако, для организации серийного производства покрытий, кроме электрических параметров МДО, нужен электролит, способный обеспечить стабильную поставку материала для формирования МДО-покрытия с требуемыми свойствами, в зону МПР на границу металл-электролит. Нами разработан электролит для производства оптически черного керамического покрытия на сплавах алюминия, титана. В данной работе предлагаются результаты исследования влияния состава электролита на структуру, состав и свойства покрытий, формируемых на сплавах алюминия микродуговым оксидированием в короткоимпульсном режиме.

Для формирования оптически черного МДО-покрытия применяется электролит [2], в состав которого входит соединение, содержащее железо, которое является основным материалом для покрытия, обеспечивая 96% степени черноты покрытия. В данной работе предлагаются результаты исследования изменения состава электролита и влияние этих изменений на структуру, состав и свойства МДО-покрытия. Показано, что при производстве 6000 дм² покрытия содержание железа в электролите снижается с 10 г/л до 2 г/л (рис. 1). Снижается скорость формирования МДО-покрытия (рис. 2).

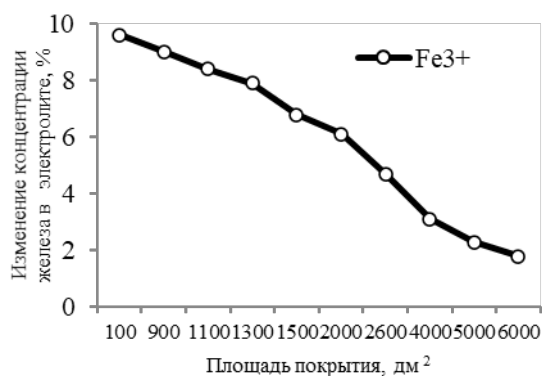


Рис. 1. Изменение концентрации Fe^{3+} в растворе электролита в процессе его эксплуатации

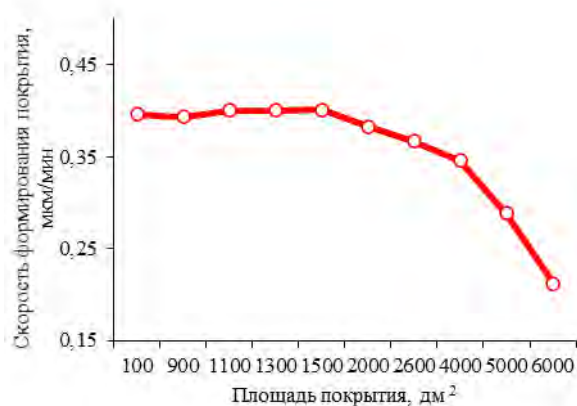


Рис.2. Изменение скорости формирования покрытия в зависимости от пробега электролита

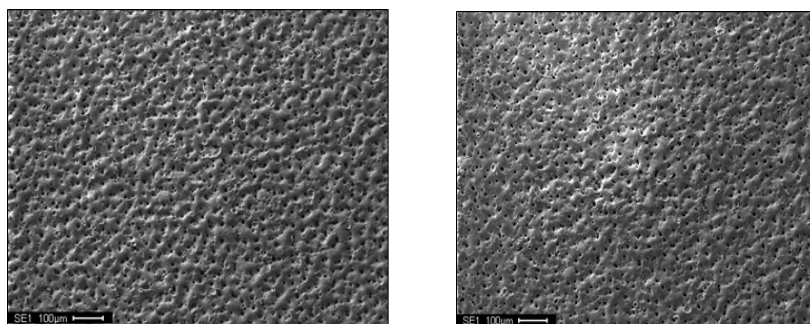


Рис. 3. Морфология МДО-покрытия на сплавах алюминия АМг2М и Д16Т в зависимости от пробега электролита. Увеличение $\times 250$

На начальном этапе эксплуатации электролита, когда покрыто 900 дм^2 , оплавления поверхности имеют более выпуклую форму, чем при покрытии 6294 дм^2 (рис. 3). При этом шероховатость покрытия в начале эксплуатации электролита отличается ($R_a = 3,8 \text{ мкм}$) от шероховатости при максимальном количестве произведенного покрытия ($R_a = 2,4 \text{ мкм}$) не значительно – в пределах одного класса поверхности - 6. Увеличение времени МДО в связи с уменьшением количества Fe^{3+} в электролите скомпенсировало уменьшение количества железа в составе покрытия, но при этом увеличило содержание Al (рис. 4).

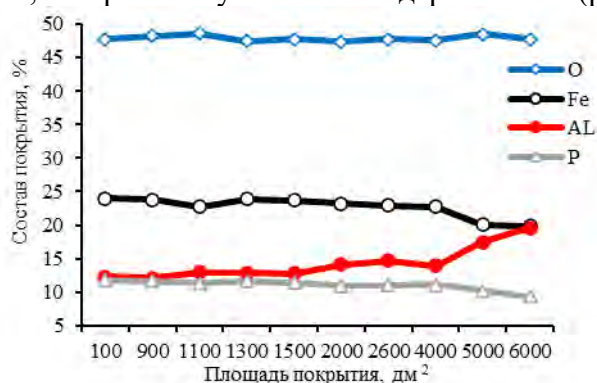


Рис.4. Изменение состава покрытия в зависимости от пробега электролита в дм^2

Выводы. Длительная эксплуатация электролита в короткоимпульсном режиме МДО приводит к изменению состава. Содержание основного компонента – Fe^{3+} меняется от 10 г/л до 2 г/л. Увеличение времени МДО позволяет получать покрытие, состав которого отличается минимально, если сравнивать его в начале эксплуатации электролита и в конце. Для сохранения производительности МДО процесса, необходима корректировка электролита.

1. Мамаев А.И., Мамаева В. А. Сильноточковые процессы в растворах электролитов // Новосибирск: издательство СО РАН – 2005. – 255 с.
2. Патент РФ 2671311 Российская Федерация МПК C25D 11/02 (2006.01). Электролит для нанесения покрытия на вентильные металлы и их сплавы, способ нанесения покрытия и покрытие, полученное таким способом. / П. И. Бутягин (RU), С.С. Арбузова (RU), А.В. Большанин (RU); патентообладатель: АО «МАНЭЛ» (RU). – № 2016123306; заявл. 10.06.2016, опубл. 31.10.2018, Бюл. № 31.

АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ КЕРАМИК СИСТЕМЫ ZrB_2 -SiC-TaB₂ С ДВОЙНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Буяков А.С., ^{1,2}Шмаков В.В., ¹Буякова С.П.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Исследования в области новых функциональных композиционных материалов зачастую позволяют добиться улучшения эксплуатационных характеристик лишь в пределах нескольких процентов. Кроме того, нередко достигаемый прирост является компромиссным по отношению к иным свойствам материала. В то же время, стремительное развитие получают подходы к управлению свойствами композитов через направленное формирование структуры. Так, ранее коллективом авторов было показано, что рекомбинацией компонентов и организацией структуры, типа «композит в композите», на примере системы ZrB_2 -SiC-TaB₂ возможно добиться значительного увеличения вязкости разрушения материала без ущерба его прочности [1].

Настоящая работа посвящена исследованию характера абразивного изнашивания керамик, где полифазная матрица на основе ZrB_2 -SiC наполнена полифазными включениями системы TaB₂-SiC, по сравнению с композиционными керамиками, где распределение фаз в объеме является гомогенным. В результате проведенного комплекса исследований было обнаружено, что формирование двойной композиционной структуры приводит к увеличению стойкости к истиранию материала при абразивном изнашивании. Кроме того, введение композиционных включений в матрицу приводит к изменению характера изнашивания. Так, если износ композита с гомогенным распределением компонентов в объемах реализуется путем разрушения и выкрашивания поверхностных зерен с образованием множества подповерхностных микротрещин, то износ керамик со структурой «композит в композите» осуществляется менее агрессивно и преимущественно по механизму эрозии матрицы, обеспечивая большую остаточную прочность при изгибе.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0009.

1. Buyakov A., Shmakov V., Buyakova S. Dual composite architectonics: Fracture toughness and self-healing of ZrB_2 -SiC-TaB₂ based UHTC //Ceramics International. – 2023. – Vol. 49, №. 9. – P. 13648-13656.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ЦИТОТОКСИЧНОСТЬ КЕРАМИКИ $ZrO_2 - BaTiO_3$ ПОСЛЕ СПЕКАНИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 1300–1600 °С

¹Буяков А.С., ^{1,2}Шмаков В.В., ^{1,3}Сенькина Е.И., ¹Ложкомоев А.С., ¹Буякова С.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Диоксид циркония и композиты на его основе относятся к классу конструкционных керамик, нашедших широкое применение благодаря высокой прочности, стойкости к изнашиванию и эксплуатации в химически-агрессивных средах. Благодаря биологической инертности ZrO_2 применяется в медицине, в том числе в качестве материала для остеозамещения. Тем не менее, исследования по поиску подходов к улучшению свойств материалов для остеопротезирования, направленные на обеспечение электрохимического сродства, обеспечение биомеханической совместимости, ускорение регенерации прилежащей костной ткани и др. не теряют своей актуальности.

В работе [1] было обнаружено, что в процессе движения в костях скелета возникает пьезоэлектрический эффект, обусловленный возникновением внутренних напряжений вследствие взаимного контакта коллагеновых волокон. Позднее, рядом исследователей было показано, что введение в матрицу остеозамещающего композита на основе кальций-фосфатных соединений безсвинцовых пьезоэлектрических частиц способно оказать благоприятный эффект на интеграцию костной ткани в поровый объем имплантата [2, 3].

Целью настоящей работы является исследование влияния введения пьезокерамических частиц на фазовый состав ZrO_2 и оценка его биологической совместимости.

Исследуемые керамики были получены путем холодного прессования порошковых смесей стабилизированного 3 мол. % оксида иттрия диоксида циркония и 5 об. % титаната бария ($BaTiO_3$) под давлением 80 МПа с последующим спеканием в воздушной среде при температурах 1300 – 1600 °С. Фазовый состав оценен по дифрактограммам, полученным в условиях $Cu-K\alpha$ фильтрованного излучения с шагом 0.05 ° при экспозиции 3 с. Жизнеспособность клеточной культуры, высаженной на поверхность исследуемых керамик, спеченных при 1500 °С, оценивалась с использованием фибробластов мышцы линии 3Т3. Оценка цитотоксичности осуществлялась с помощью МТТ-теста.

Оценка относительной плотности исследуемых керамик показала, что после спекания при 1300 °С остаточная пористость составляет порядка 9.1 %, которая снижается с ростом температуры спекания, и достигает величины 3.9 % после спекания при 1600 °С.

Исследование фазового состава показало, что при всех температурах спекания ZrO_2 представлен исключительно тетрагональной модификацией, рис. 1. Рефлексы, соответствующие $BaTiO_3$ претерпевают некоторое смещение, относительно координат в исходном, неспеченном порошке, что может быть обусловлено действием остаточных упругих напряжений, возникающих вследствие различных коэффициентов теплового расширения матрицы и включений. Оценка величины напряжений второго рода, формируемых на границе матрица–включение в исследуемых композитах с применением формулы Hsueh С. Н. [4] показала, что с ростом температуры спекания от 1300 до 1600 °С напряжения увеличиваются от 0,56 до 0,68 ГПа. Кроме того, наблюдается снижение интенсивности рефлексов $BaTiO_3$, которые на дифрактограмме керамик, спеченных при 1600 °С отсутствуют полностью. В работе [5] отмечалось, что близкий ионный радиус Ti^{4+} и Zr^{4+} способствует формированию твердых растворов $(Zr,Ti)O_2$, что при относительно высоких температурах спекания и низкой концентрации $BaTiO_3$ может привести к растворению последнего в матрице.

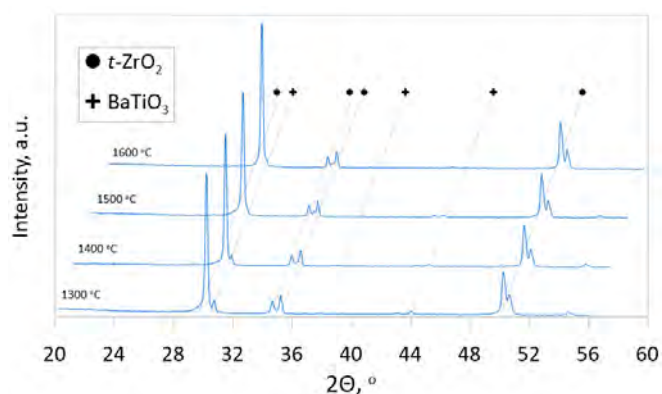


Рис. 1. Изменения фазового состава композита $\text{ZrO}_2\text{--BaTiO}_3$ после спекания при температурах 1300 – 1600 °C

Оценка жизнеспособности клеток и на поверхности исследуемых керамик и их цитотоксичности показала не только отсутствие токсикологического воздействия, но и высокий уровень биологической совместимости, не уступающий контрольному образцу.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0009 и FWRW-2022-0002.

1. Fukada E., Yasuda I. On the piezoelectric effect of bone // Journal of the physical society of Japan. – 1957. – Vol. 12, №. 10. – P. 1158–1162.
2. Aligned porous barium titanate/hydroxyapatite composites with high piezoelectric coefficients for bone tissue engineering / Y. Zhang et al. // Materials Science and Engineering: C. – 2014. – Vol. 39. – P. 143–149.
3. Preparation and characterization of BaTiO₃/HA nanocomposite materials by hydrothermal synthesis / H. Jiao et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 693. – P. 221–225.
4. Hsueh C. H., Becher P. F., Angelini P. Effects of interfacial films on thermal stresses in whisker-reinforced ceramics // Journal of the American Ceramic Society. – 1988. – Vol. 71, №. 11. – P. 929–933.
5. The effects of spark-plasma sintering (SPS) on the microstructure and mechanical properties of BaTiO₃/3Y-TZP composites / J. Li et al. // Materials. – 2016. – Vol. 9, №. 5. – P. 320.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

^{1,2}Валиев Р.Р., ³Панин А.В., ^{1,2}Усманов Э.И., ^{1,2}Савина Я.Н., ¹Валиев Р.З.

¹Институт физики перспективных материалов УУНИТ, Уфа

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Кручение под высоким давлением (КВД) является одним из наиболее известных методов интенсивной пластической деформации, который позволяет эффективно измельчать микроструктуру в металлических материалах, обеспечивая получение нано- и ультрамелкозернистой структуры с размерами менее 100 нм и соответственно повышение их прочностных свойств. В настоящей работе впервые проведены исследования влияния КВД на измельчение микроструктуры и механическую прочность конструкционного титанового сплава

Ti-6Al-4V, полученного проволочной электронно-лучевой аддитивной технологией.

3D-напечатанные заготовки в форме параллелепипеда с размерами 25 мм × 25 мм × 90 мм были получены путем электронно-лучевого плавления проволоки Ti-6Al-4V диаметром 1,6 мм на установке для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия). Образцы диаметром 20 мм и высотой 2 мм, вырезанные из центральной части 3D-напечатанных заготовок, подвергали КВД при комнатной температуре на уникальной научной установке СКРУДЖ-200 в НИИ ФПМ ФГБОУ ВО «УУНИТ», Уфа, Россия.

Методами оптической, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, а также дифракции обратнорассеянных электронов показано, что КВД позволяет значительно измельчить зеренную структуру образцов сплава Ti-6Al-4V, полученных проволочной электронно-лучевой аддитивной технологией. В результате кручения при удельном сжимающем давлении 6 ГПа на 10 оборотах и скорости вращения бойка 0,2 об/мин средний размер зерна в 3D-напечатанном образце Ti-6Al-4V уменьшается до 25 ± 10 нм. Такое сильное измельчение ранее не наблюдалось при КВД сплава Ti-6Al-4V, находящегося в горячекатанном состоянии, и связано с исходной высоконеравновесной мартенситной структурой 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V.

Методом рентгеноструктурного анализа показано, что КВД приводит к увеличению объемной доли бета-фазы с 3% до 7% и выделению орторомбической α'' -фазы в образцах 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V.

КВД 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V позволило существенно увеличить микротвердость материала до 448 ± 5 HV. Показано, что увеличение в 1,45 раза микротвердости 3D-напечатанного сплава Ti-6Al-4V обусловлено сильным измельчением структуры, а также сильным искажением кристаллической решетки мартенситной α' фазы и остаточной β фазы, вызванным накоплением избыточной плотности дислокаций и высокой плотностью межфазных границ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант №22-19-00445).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

^{1,2} Валиев Р.Р., ^{1,2} Усманов Э.И., ^{1,2} Савина Я.Н., ³ Панин А.В., ¹ Валиев Р.З.

¹*Институт физики перспективных материалов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

²*Лаборатория «Дизайна новых материалов», Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

³*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В последние годы наблюдается большой интерес к аддитивным технологиям, также известным как 3D-печать, благодаря получению изделий заданной геометрии из различных металлических материалов. Одним из эффективных методов 3D-печати является проволоочная электронно-лучевая аддитивная технология (ЭЛАТ), которая позволяет изготавливать крупногабаритные промышленные заготовки сложной формы с высокой производительностью и почти 100% эффективностью расхода сырья.

Титановые сплавы являются одним из основных конструкционных материалов во многих отраслях промышленности, благодаря высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и сравнительно небольшого веса. Известно, что с помощью ЭЛАТ можно успешно получать изделия из титанового сплава ВТ6, который широко распространен в авиастроении. Однако общим недостатком титановых заготовок, полученных проволоочной аддитивной технологией, является образование мартенситной структуры и ее анизотропия, что приводит к низким прочностным свойствам по сравнению с тем же сплавом, полученным традиционными методами.

Как известно, повышение прочностных характеристик металлических материалов связано с измельчением зеренной структуры. В последние годы активно развиваются методы интенсивной пластической деформации, в том числе кручение под высоким давлением (КВД), известный как наиболее эффективный метод, позволяющий получать структуру с размером зерен в нанометровом диапазоне. Обработка методом КВД позволяет значительно повысить прочностные характеристики титановых сплавов. В этой связи, актуальной задачей является поиск режимов деформационно-термических обработок (ДТО), которые позволили бы сформировать в 3D-напечатанном методом ЭЛАТ титановом сплаве ВТ6 УМЗ состояние с повышенной прочностью и пластичностью.

В настоящей работе исследовали механическое поведение 3D-напечатанного методом ЭЛАТ титанового сплава ВТ6, подвергнутого ДТО по различным режимам. Механические свойства материала исследовали посредством измерения микротвердости и проведения испытаний на одноосное растяжение малых образцов при комнатной температуре. Результаты показали, что ДТО, включающая КВД, 3D-напечатанного методом ЭЛАТ титанового сплава ВТ6 позволяет сформировать в нем высокопрочное состояние со значительной пластичностью.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 22-19-00445).

ПЭМ-СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Ващук Е.С.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

На поверхности сверл из стали Р18 получено упрочняющее покрытие из карбида вольфрама. Покрытие формировали методом электровзрывного напыления. Данное покрытие повышает ресурс работы сверл. Кроме того возможно восстановление поверхности сверл этим же методом.

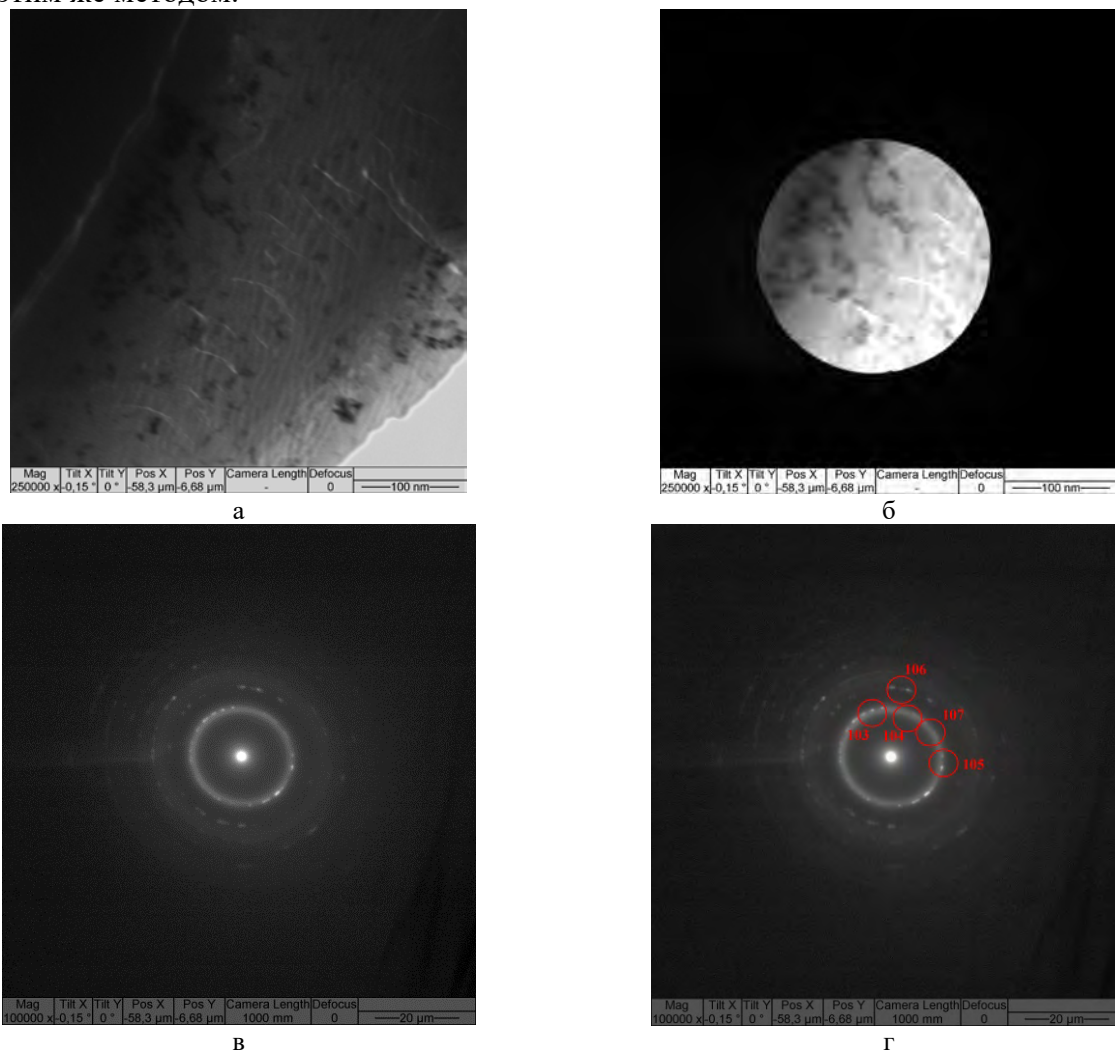


Рис. 1. Структура покрытия из карбида вольфрама, полученного методом электровзрывного напыления на режущей поверхности сверла из стали Р18. Просвечивающая электронная микроскопия. светлопольное изображение (а), изображение, ограниченное селекторной диафрагмой (б), микроэлектронграмма (в), микроэлектронграмма с выявленными рефлексами образующихся фаз (г)

Анализ структуры, выявленной методом просвечивающей электронной микроскопии (рис. 1) позволяет утверждать, что сформированное покрытие является нанокристаллическим агрегатом. Узкие слабые брэгговские структурные и сверхструктурные дифракционные отражения имеющих фаз присутствуют на фоне двух заметных диффузных максимумов. Отсутствие острых брэгговских колец и размытость диффузных гало, представленных на рис. 1б, в, не позволяет сделать вывод о конкретном структурном типе ближнего атомного порядка.

Исследование выполнено в научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

КОМПОЗИТЫ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Видюк Т.М., Шикалов В.С.

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

Материалы и покрытия с высокой электропроводностью востребованы в области электротехники. Медь, обладая низким удельным электрическим сопротивлением, является широко используемым токопроводящим материалом. Для применений в качестве скользящих электрических контактов от материала требуется высокая стойкость к истирающим нагрузкам, которая не может быть обеспечена чистой медью. В качестве неподвижных частей скользящих контактов применяются графит и медь-графитовые композиты, обладающие минимальным электросопротивлением и низким коэффициентом трения. Материалы подвижных частей скользящих контактов помимо высокой электропроводности, должны иметь повышенную твердость и стойкостью к истиранию. Перспективными для таких применений являются композиты с медной матрицей, упрочненные керамическими частицами. Данная работа посвящена исследованию структуры, электропроводящих и механических свойств композитов WC-W₂C-Cu, полученных методом реакционного электроискрового спекания (ЭИС).

Для формирования композитов WC-W₂C-Cu в данной работе использовали подход, основанный на синтезе упрочняющих фаз (карбидов вольфрама) в присутствии матрицы (меди). Особенность такого подхода заключается в создании диффузионных затруднений матричным металлом [1]. Кроме того, металл матрицы влияет на размер и распределение частиц продукта реакции в композите и дает возможность для формирования таких структур, получение которых нереакционными методами затруднено. Реакционные порошковые смеси W-C-3Cu (где С – сажа) подготавливали механической обработкой (МО) в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице в течение 3 и 10 мин. Полученные смеси консолидировали с использованием метода ЭИС, который позволяет в ходе одной технологической операции осуществлять как уплотнение, так и синтез новых фаз [2]. Принцип нагрева при ЭИС заключается в пропускании через спекаемый материал и графитовую оснастку импульсного электрического тока. Объединение МО и ЭИС позволяет получать материалы с малыми размерами зерна матрицы и частиц-включений, что создает условия для одновременного действия нескольких механизмов упрочнения и формирования композитов с высокой механической прочностью.

В системе W-C-3Cu инертность медной матрицы по отношению к углероду и карбидообразующему элементу исключает взаимную диффузию компонентов, которая могла бы ускорить твердофазный синтез карбидов вольфрама. Медная матрица выступает диффузионным барьером. Таким образом, реакция образования карбида вольфрама возможна только при непосредственном контакте реагентов W и C. Показано, что продолжительность МО является важным параметром для синтеза карбидов вольфрама в медной матрице, так как с увеличением времени высокоэнергетической обработки увеличивается площадь поверхности раздела между реагентами W и C. Полное превращение вольфрама в карбидные фазы было достигнуто МО в течение 10 мин и последующим ЭИС при температуре 980 °С в течение 5 мин. Образование фазы W₂C свидетельствует присутствии некоторого количества остаточного углерода в материале. В микроструктуре синтезированного композита WC-W₂C-Cu различимы два характерных типа областей: наноструктурированные композитные области, сформированные из мехобработанных агломератов, и участки, богатые медью, которые располагаются между композиционными частицами. Такая необычная структура образовалась при ЭИС за счет локального плавления меди под действием электрического тока высокой плотности, сконцентрированного на межчастичных контактах. Данный эффект был подробно изучен нами на примере реакционного ЭИС мехобработанных смесей Ti-C-3Cu [3, 4].

Остаточная пористость спеченного материала составила менее 5 %: уплотнению поспособствовало образование расплава при ЭИС. Твердость полученного композита WC-W₂C-Cu существенно превысила твердость чистой спеченной меди и составила 300 HV. Электропроводность композита равна 24 % от электропроводности чистой меди. Значение коэффициента трения в паре с твердосплавным (WC-6Co) контртелом составило 0,46, что соответствует значениям коэффициентов трения самосмазывающихся покрытий WC-Cu, полученных в работе [5]. Удельная скорость износа материала составила $0,52 \cdot 10^{-5} \cdot \text{мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$. Достигнутое сочетание свойств делает полученный композит перспективным для электротехнических применений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-10123, <https://rscf.ru/project/23-29-10123/> и Правительства Новосибирской области с использованием оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН).

1. Baikalova Y.V., Lomovsky O.I. Solid-state synthesis of tungsten carbide in an inert copper matrix // Journal of Alloys and Compounds. – 2000. – Vol. 297. – P. 87–91.
2. Dudina D.V. Vidyuk T.M., Korchagin M.A. Synthesis of Ceramic Reinforcements in Metallic Matrices during Spark Plasma Sintering: Consideration of Reactant/Matrix Mutual Chemistry // Ceramics. – 2021. – Vol. 4, № 4. – P. 592–599.
3. Separating the reaction and spark plasma sintering effects during the formation of TiC–Cu composites from mechanically milled Ti–C–3Cu mixtures / D.V. Dudina, T.M. Vidyuk, A.I. Gavrilov, etc. // Ceramics International. – 2021. – Vol. 47, № 9. – P. 12494–12504.
4. Melting at the inter-particle contacts during Spark Plasma Sintering: Direct microstructural evidence and relation to particle morphology // T.M. Vidyuk, D.V. Dudina, M.A. Korchagin, etc. // Vacuum. – 2020. – Vol. 181. – Art. 109566.
5. Mia P., Ye F. Wear performance of the WC/Cu self-lubricating textured coating // Vacuum. – 2018. – Vol. 157. – P. 17–20.

ЛАКОКРАСОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ИМПРЕГНИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ZnO-Ag С ВЫСОКОЙ АНТИБАКТЕРИАЛЬНОЙ, АНТИГРИБКОВОЙ И АНТИВИРУСНОЙ АКТИВНОСТЬЮ

¹Ворнакова Е.А., ^{1,2}Бакина О.В., ¹Глазкова Е.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время одной из главных причин смертности во всем мире является устойчивость бактериальных инфекций к противомикробным препаратам. Вследствие этого в 2019 году случилось 4,95 млн. смертей, из которых 1,3 млн. были вызваны резистентными инфекциями, в отношении которых традиционные антибиотики являются малоэффективными [1]. В связи с этим ведется поиск следующего поколения антимикробных препаратов, которые бы могли эффективно бороться с бактериальными инфекциями. В качестве таких антибактериальных агентов могут быть рассмотрены композитные наночастицы (НЧ) металл/оксид металла, поскольку они являются новыми для бактерий и могут обойти их защитные механизмы, которые влияют на традиционные антибиотики [2]. Наночастицы ZnO-Ag вызывают особый интерес, поскольку они имеют повышенную антибактериальную активность за счет синергетического эффекта, снижают эффективную действующую концентрацию Ag, обладают низкой токсичностью, имеют доступную цену, по сравнению с чистым серебром [3]. Антибактериальная активность НЧ ZnO-Ag может определяться за счет электростатического взаимодействия с клеточной мембраной и генерацией активных форм кислорода (АФК). Генерация АФК вызывает перекисное окисление липидов, нарушение целостности бактериальной мембраны, что приводит к гибели клеток [4].

В настоящей работе наночастицы ZnO-Ag были получены методом химического осаждения из солей соответствующих металлов. По данным просвечивающей электронной микроскопии (JEM-100, JEOL) установлено, что морфология частиц представлена пластинчатыми структурами со средним размером 86 нм (рис.1а), значение удельной поверхности (Сорбтометр М, Катакон) составило 15 м²/г. По данным рентгенофазового анализа (рис.1б) (XRD-6000, Shimadzu) было установлено, что основной рефлекс соответствовал фазе ZnO (PDF Card No 01-078-3325).

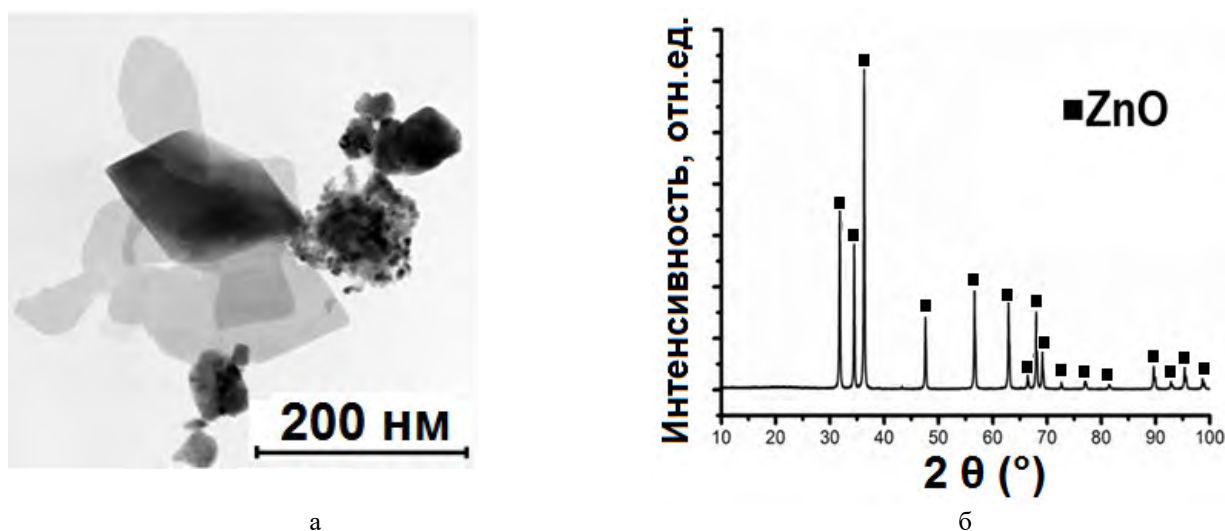


Рис. 1. ПЭМ изображение (а) и рентгенограмма (б) наночастиц ZnO-Ag

Полученные наночастицы были введены в лакокрасочную основу производства ООО «Ярославские краски», Россия в количестве 0,5 % масс. По данным сканирующей электронной микроскопии наночастицы распределены однородно в образцах в масштабе сотни микрометров. Изучение антимикробного действия полученного лакокрасочного

материала (ЛКМ) суспензионным методом в вариации метода «капельного заражения» показало, что исследуемые объекты обладают высокой антибактериальной (в отношении *S.aureus*, MRSA, *P.aeruginosa*, *E.coli*), антигрибковой (*C. albicans*) и противовирусной (вирус осповакцины) активностью уже через 6 часов экспозиции. Полученный ЛКМ удовлетворяет требованиям МУ 3.5.2431 «Изучение и оценка вирулицидной активности дезинфицирующих средств» по критерию – снижение количества вируса не менее чем на 4 log₁₀ (lg) через 24 ч после нанесения его на поверхность. Исследование токсичности полученных материалов в отношении клеток фибробластов 3Т3 показало полное отсутствие токсического воздействия на жизнеспособность клеточной линии.

Таким образом, использование наночастиц ZnO-Ag дает потенциальную возможность для создания новых антибактериальных материалов в отношении широкого спектра микроорганизмов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, Соглашение № 075-11-2021-036 от 25.06.2021.

1. Global burden of bacterial antimicrobial resistance in 2019: a systematic analysis / C J.L. Murray, K. S. Ikuta, F. Sharara, L. Swetschinski, G. R. Aguilar, A. Gray, N. Tasak // Lancet. – 2022. – Vol. 399. – P. 629–655. – DOI:10.1016/S0140-6736(21)02724-0.
2. Metal-based nanoparticles as antimicrobial agents: an overview / E. Sánchez-López, D. Gomes, G. Esteruelas, L. Bonilla, A.L. Lopez-Machado, R. Galindo, E.B. Souto // Nanomaterials. – 2020. – Vol. 10. – P. 292. – DOI:10.3390/nano10020292.
3. The surface modification of spherical ZnO with Ag nanoparticles: A novel agent, biogenic synthesis, catalytic and antibacterial activities / R. Fouladi-Fard, R. Aali, S. Mohammadi-Aghdam, S. Mortazavi-derazkola // Arab. J. Chem. – 2022. – Vol. 15. – P. 103658. – DOI:10.1016/j.arabjc.2021.103658.
4. Preparation of manganese (II) oxide doped zinc oxide nanocomposites with improved antibacterial activity via ROS / J. Kong, J. Zhang, M. Shen, S. Zhang, P. Shen, C. Ren // Chem. Phys. Lett. – 2022. – Vol. 806. – P. 140053. – DOI:10.1016/j.cplett.2022.140053.

ДВОЙНИКОВАНИЕ И ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CrMnFeCoNi ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский
физико-технический институт, Томск*

На монокристаллах $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}$ (I) и $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{33}\text{Ni}_7$ (II) (ат.%) высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) исследована температурная зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}$, механизм деформации и кривые течения при деформации растяжением в $[\bar{1}11]$ ориентации в широком температурном интервале от 77 до 573 К.

Установлено, что в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (I) с энергией дефекта упаковки $\gamma_0=0.018\text{--}0.20$ Дж/м² температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$, деформационное упрочнение и пластичность определяются двойникованием и скольжением. Двойникование является основным механизмом упрочнения при температуре $T<296\text{K}$, а скольжение при $T>296\text{K}$. Температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ имеет вид, характерный для ГЦК сплавов при деформации скольжением, а именно, с повышением температуры испытания $\sigma_{0.1}$ уменьшаются. Максимальная пластичность $\delta=70\%$, коэффициент деформационного упрочнения $\theta=d\sigma/d\varepsilon=2700$ МПа и максимальный уровень напряжений перед разрушением $\sigma_{\max}=1730$ МПа достигается при температуре жидкого азота. С повышением температуры эти величины уменьшаются, что обусловлено температурной зависимостью $\sigma_{0.1}(T)$ и уменьшением вклада от двойникования с ростом температуры испытания.

В $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (II) при уменьшении концентрации Ni до 7 ат.% и увеличении концентрации Co до 33 ат.% величина энергии дефекта упаковки понизилась до 0.14 Дж/м². Показано, что при $\gamma_0=0.14$ Дж/м² в этом ВЭС развивается ГЦК-ГПУ МП при охлаждении и нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой, которое характеризуется температурой начала МП при охлаждении $M_s=150$ К и температурой конца обратного МП при нагреве $A_f=350$ К. Величина термического гистерезиса ГЦК-ГПУ МП $\Delta T_h=200$ К. Температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (II) имеет вид отличный от $\sigma_{0.1}(T)$ в кристаллах ВЭС (I), которая состоит из трех стадий. Максимум на зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ соответствует температуре $M_d=300$ К, при которой напряжения $\sigma_{0.1}$, необходимые для начала МП под нагрузкой, равны $\sigma_{0.1}$ для начала пластического течения ГЦК-фазы. При $T>M_d$ зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ определяется температурной зависимостью $\sigma_{0.1}(\text{ГЦК})$. При $T<M_d$ до минимальных напряжений σ_{\min} на зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ наблюдается стадия, связанная с развитием ГЦК-ГПУ МП под нагрузкой, которая описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{\text{кр}}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}. \quad (1)$$

Здесь ε_0 – деформация превращения, ΔS , ΔH – соответственно, энтропия и энтальпия для ГЦК-ГПУ МП, T_0 – температура химического равновесия фаз. Минимум напряжений на зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ достигается при $T=M_s$. При $T<M_s$, наблюдается третья стадия, которая связана с деформацией ГПУ-мартенсита охлаждения. При ГЦК-ГПУ МП в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах ВЭС (II) впервые обнаружен эффект памяти формы 3.5% при изобарической деформации и 5% при изотермической деформации. Пластическое течение в $[\bar{1}11]$ -кристаллах развивается с высоким $\theta=d\sigma/d\varepsilon=4570$ МПа при 77 К, которые ниже при M_s , и определяется деформацией мартенсита охлаждения под нагрузкой; при $M_s<T<M_d$ мартенситом напряжений; и при $T>M_d$ деформацией двойникованием и скольжением.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00016.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦАМИ ДИБОРИДА ТИТАНА И ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ И МАРГАНЦЕМ НА СТРУКТУРУ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛН-ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr

¹Гальченко Н.К., ²Дампилов Б.В., ³Колесникова К.А.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Jinfeng Co., Ltd., Шеньян*

³*НИИ Томский политехнический университет, Томск*

В последние десятилетия значительно возрос интерес к высоколегированным белым чугунам, применяемым в упрочняемых технологиях в качестве наплавочных материалов, обладающих в литом состоянии структурой естественных композитов. Так же известно, что белые чугуны традиционно относят к классу хрупких и малопрочных материалов, что требует постоянного совершенствования их состава. Задача по снижению хрупкости композиционных покрытий из высокохромистых белых чугунов, полученных вакуумной электронно-лучевой наплавкой (ЭЛН), без снижения их износостойкости, является комплексной, вариантами решения которой могут быть как дополнительное введение в расплав армирующих частиц из тугоплавких соединений, так и целевое легирование расплава легирующими элементами.

Целью работы является улучшение первичной структуры покрытий системы Fe-Cr-C на стадии их кристаллизации, используя методы дополнительного армирования расплава СВС-частицами диборида титана и комплексного легирования ванадием и марганцем.

Для наплавки использовали два варианта шихты на основе заэвтектического высокохромистого чугуна марки ПГ-СР-27: 1) 70% ПГ-СР-27+30% (TiB₂-Fe); 2) 65%ПГ-СР-27+5%V+30%FeMn. Первый состав наплавочного материала был рассчитан на создание искусственных гетерогенных центров кристаллизации за счет введения в расплав тугоплавких СВС-частиц диборида титана, способствующих формированию более дисперсной структуры, приближенной к равноосно-зернистому типу. Во втором случае в результате комплексного легирования расплава ванадием и марганцем предполагалось получить абразивно-стойкие ЭЛН-покрытия с мелкодисперсной структурой инвертированного типа на основе более пластичной аустенитной матрицы типа Г13Л.

Методами структурного анализа показано, что особенностью трансформации структуры композиционного покрытия после модифицирования расплава СВС-частицами диборида титана является почти двухкратное уменьшение размеров первичных карбидов (Fe,Cr)₇C₃, находящихся в виде игл или пластинок. При больших увеличениях обнаружено, что поверхность пластин декорирована мелкодисперсными частицами карбидов глобулярной формы, размером не более 1 мкм, что обусловило их повышенную твердость (H=21-27 ГПа). Так же установлено, что за счет значительного пресыщения твердых растворов углеродом, хромом, а также бором, который легирует расплав в результате частичного растворения СВС-частиц диборида титана, наблюдается зарождение матричных выделений частиц округлой формы повышенной твердости (H=28-37 ГПа) размером 8-30 мкм, которые, по данным РФА, являются двойными боридами титана-хрома (Ti,Cr)B₂. Данные растровой электронной микроскопии показали, что общая доля упрочняющих частиц (об.%) в разных участках структуры составила ~ 35-60%. При этом отмечено, что наибольшее количество карбидов - боридов сосредоточено в приповерхностном слое покрытий, что предопределило их высокую абразивную износостойкость (K_и=14).

Исследования, проведенные по влиянию комплексного легирования ванадием и марганцем через наплавочный материал 65% ПГ-СР-27+5%V+30% FeMn (мас.%) показали, что кристаллизация покрытий сопровождается формированием многослойной структуры с существенным измельчением элементов структурно-фазового состояния материала приповерхностного слоя.

Установлено послойное формирование по глубине покрытия структур, соответствующих составам высоколегированной стали 100X8Г4Ф, доэвтектического

(180X10Г5Ф) ($H_{\mu}=5,5$ ГПа), эвтектического (250X18Г8Ф2) ($H_{\mu}=6,1$ ГПа) и заэвтектического чугуна 400X20Г10Ф4 ($H_{\mu}=6,5$ ГПа). Установлено, что, несмотря на снижение в процессе вакуумной электронно-лучевой наплавки содержания марганца относительно расчетного с 23,0 мас.% до 10,2 мас.%, данная концентрация обеспечила формирование композиционного покрытия на основе аустенитной матрицы. Металлографически показано, что структура поверхностных слоев покрытия представлена матрицей эвтектического типа с высокой плотностью распределения в аустените карбидов в виде игл и пластин, растущих веерообразно в направлении поверхности покрытия. По данным РФА структура покрытия представлена фазами γ -Fe, карбидами V_2C , Me_7C_3 . Сочетание обнаруженных фаз обусловило формирование в покрытии двойных эвтектик инвертированного типа $-(\gamma\text{-Fe} - V_2C)$, $(\gamma\text{-Fe} - Me_7C_3)$ и тройной эвтектики на базе карбидов ванадия и хрома $(\gamma\text{-Fe} - Me_7C_3 + V_2C)$.

Сравнительные исследования абразивной износостойкости покрытий ($K_{и}$) показали, что ЭЛН- покрытие, легированное V и Mn и сформированное на основе аустенитной матрицы (состав 250X20Г10Ф5) ($K_{и}=9,4$), фактически не уступает по уровню абразивной износостойкости покрытию из хромованадиевого чугуна 250X19Ф5 с аустенитно-мартенситной матрицей ($K_{и}=10$), но значительно превосходит по износостойкости покрытие 250X20НФ5 с аустенитной матрицей, стабилизированной никелем ($K_{и}=4,5$).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-N

Гаранин Ю.А., Кузьминов Е.Д., Шугуров А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Покрытия на основе нитридов переходных металлов находят все большее применение для защиты от износа, коррозии и эрозии различных деталей и механизмов. Среди широкого многообразия используемых композиций перспективными являются покрытия системы Ti-Al-Ta-N, которые обладают повышенной трещиностойкостью, термической стабильностью, стойкостью к окислению и износостойкостью [1]. Однако известно, что свойства покрытий существенно зависят от метода их нанесения. В настоящее время одним из основных методов нанесения покрытий Ti-Al-Ta-N является магнетронное распыление при постоянном токе. В то же время было показано, что использование импульсных режимов магнетронного распыления покрытий на основе нитридов переходных металлов позволяет улучшить их микроструктуру и функциональные свойства [2]. Это связано с повышением пиковой плотности мощности и, как следствие, повышенной степенью ионизации материала, что способствует повышению плотности ионного потока и энергии осаждаемых ионов. Последнее приводит к уплотнению структуры покрытий, что обуславливает повышение их механических характеристик, адгезии и износостойкости по сравнению с аналогичными покрытиями, полученными магнетронным распылением при постоянном токе. При этом характеристики покрытий существенно зависят от параметров распыления. В связи с этим целью данной работы является исследование влияния параметров магнетронного распыления на микроструктуру, механические и трибологические свойства покрытий системы Ti-Al-Ta-N.

Покрытия Ti-Al-Ta-N наносили на подложки из стали марки AISI 321 и кремния методом среднечастотного импульсного магнетронного распыления и магнетронного распыления при постоянном токе, с использованием двухмагнетронной системы с мишенями Ti-Al (50/50 ат. %) и Ta (99,9 ат. %), обеспеченной отдельными источниками питания. В режиме импульсного распыления покрытия осаждали при частоте импульсного тока $f=50$ кГц с коэффициентом заполнения $n=60\%$ (отношение длительности отрицательного импульса к периоду). Процесс распыления проходил в среде из смеси газов аргона и азота при общем давлении в камере 0,3 Па. Элементный состав покрытий Ti-Al-Ta-N определяли методом энергодисперсионной рентгеновской дифракции на сканирующем электронном микроскопе EVO 50 с помощью детектора INCA X-act. Структуру и фазовый состав покрытий исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Shimadzu. Твердость H и приведенный модуль упругости E^* определяли методом наноиндентирования на установке NanoTest при максимальной нагрузке 20 мН. Методом скретч-тестирования были получены критические нагрузки для возникновения первой трещины (L_{c1}) и полного отслоения покрытия (L_{c2}), которые характеризуют трещиностойкость и адгезионную прочность соответственно. Испытания на износ покрытий Ti-Al-Ta-N проводили в условиях сухого трения в геометрии диск-палец.

Анализ дифрактограмм показал (рис.1) показал, что покрытия Ti-Al-Ta-N, полученные в обоих режимах, имеют ГЦК структуру типа NaCl (B1), то есть представляют собой твердый раствор, в котором атомы Al и Ta частично замещают Ti в кристаллической решетке TiN. Все покрытия демонстрируют преимущественную ориентацию (111). Как видно из рис.1, у покрытий, полученных в импульсном режиме, наблюдается существенное уширение дифракционных пиков по сравнению с покрытиями, полученными при постоянном токе, что может объясняться ростом упругих микроискажений решетки и уменьшением размера областей когерентного рассеяния (ОКР) d (таблица 1).

Элементный состав исследованных покрытий приведен в таблице 1. Необходимо отметить, что при использовании импульсного режима происходит увеличение содержания

Ti и Ta в покрытии и уменьшение Al. Это связано с тем, что импульсный режим способствует более интенсивному распылению материала мишени, предотвращая ее «отравление». В то же время более легкие атомы Al рассеиваются в результате столкновения с атомами Ti и в особенности Ta.

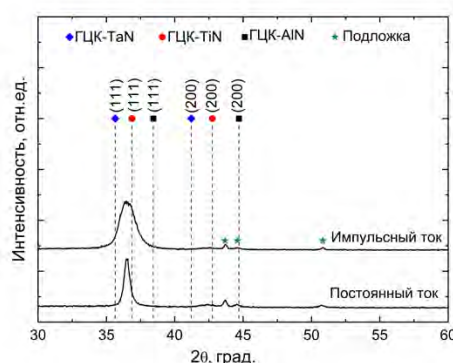


Рис. 1. Дифрактограммы покрытий Ti-Al-Ta-N, полученных в различных режимах

Таблица 1. Химический состав и размер ОКР покрытий Ti-Al-Ta-N

Режим распыления	Ti, ат. %	Al, ат. %	Ta, ат. %	d, нм
Постоянный ток	39,3	45,5	15,2	22
Импульсный ток	46,5	37,0	16,5	8

В таблице 2 приведены значения механических и трибологических характеристик покрытий Ti-Al-Ta-N, полученных в импульсном режиме и при постоянном токе. Из представленных данных видно, что применение импульсного тока позволяет улучшить как механические, так и трибологические свойства. Основной причиной этого является изменение внутренней микроструктуры покрытий. Исследование поперечных сечений покрытий методом сканирующей электронной микроскопии показало, что образцы, полученные в режиме постоянного тока, характеризуются выраженной столбчатой структурой. В то же время покрытия, нанесенные в импульсном режиме, обладают более плотной смешанной структурой, состоящей из столбчатых и равноосных зерен.

Таблица 2. Механические характеристики, критические нагрузки разрушения при скретч-тестировании и интенсивность износа покрытий Ti-Al-Ta-N, полученных в различных режимах

Режим распыления мишеней	H, ГПа	E*, ГПа	L _{c1} , Н	L _{c2} , Н	Интенсивность износа, 10 ⁻⁶ мм ³ /(мН)
Постоянный ток	31,4	294	3,1	14,1	8,6
Импульсный ток	33,1	315	9,1	22,4	3,6

Таким образом исследовано влияние среднечастотного импульсного магнетронного распыления на микроструктуру, механические и трибологические свойства покрытий Ti-Al-Ta-N. Показано, что использование импульсного режима позволяет получить покрытия с более плотной микроструктурой, которая способствует повышению их механических и трибологических характеристик.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

1. High-temperature tribology and oxidation of Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN hard coatings / B. Grossmann, M. Tkadletz, N. Schalk, C. Czettl, M. Pohler, C. Mitterer // Surf. Coat. Technol. – 2018. – Vol. 342. – P. 190–197. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2018.02.062.
2. Structure and Mechanical Properties of Hafnium Nitride Films Deposited by Direct Current, Mid-Frequency, and High-Power Impulse Magnetron Sputtering / W. Tillmann, N.F. Lopes Dias, D. Stangier, M. Tolan, M. Paulus // Thin Solid Films. – 2019. – Vol. 669. – P. 65–71. – DOI:10.1016/J.TSF.2018.10.035.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-15Mo, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ПО СХЕМЕ «КОНФОРМ»

Гатина С.А., Полякова В.В., Семенова И.П.

Уфимский государственный университет науки и технологий, Уфа

Псевдо- β -титановые сплавы широко применяются в аэрокосмической и автомобильной промышленности, а также в медицине благодаря их высокой удельной прочности, отличному сопротивлению коррозии, хорошей износостойкости и низкому модулю упругости [1]. Однако одними из важных требований к материалам, используемых в данных областях, являются высокие механические и усталостные свойства.

К структурно-фазовым факторам, влияющим на механические свойства псевдо- β -сплавов, относятся: размер β -зерен, протяженность межфазных и межзеренных границ, плотность дефектов кристаллической решетки, морфология, распределение, объемная доля и когерентность частиц вторых фаз [2-4].

Как известно, эффективным способом введения в материал высокой плотности дефектов кристаллической решетки, таких как большеугловые и малоугловые границы или дислокации является интенсивная пластическая деформация (ИПД) [5,6]. Данный метод позволяет достигнуть высокой прочности в сочетании с повышенной пластичностью, а следовательно, и высоких усталостных свойств металлов и сплавов за счет формирования в них ультрамелкозернистых (УМЗ) структур.

В данной работе материалом исследования являлся псевдо- β -сплав Ti-15Mo (ASTM F2066), применяемый в травматологии, ортопедии, стоматологии и сердечно-сосудистой хирургии. Механические свойства данного сплава изменяются в широком диапазоне, в зависимости от структурно-фазовых характеристик, которые контролируются режимами термомеханической обработки (температура, скорость и время нагрева/охлаждения, скорость и степень деформации). В исходном состоянии сплав имел двухфазную (α + β)-структуру (рис.1), со средним размером β -зерен $2 \pm 0,2$ мкм и глобулярных частиц первичной α -фазы $1 \pm 0,3$ мкм. Объемная доля α -фазы составляла 23 ± 1 %.

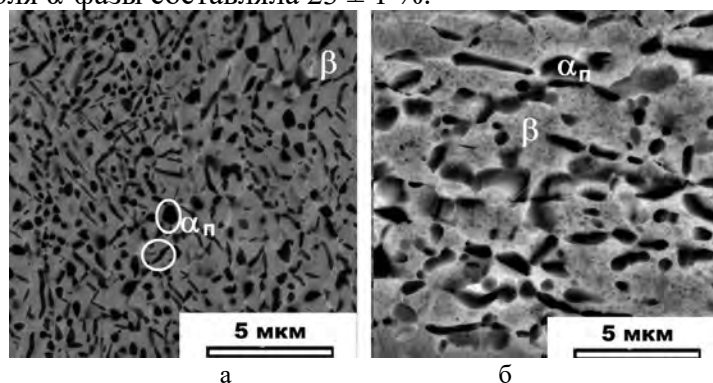


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti-15Mo в исходном состоянии поперечное сечение(а); продольное сечение(б).
Сканирующий электронный микроскоп, режим обратно отраженных электронов

Целью работы являлось изучение влияния комбинированной термомеханической обработки (ТМО), включающей равноканальное угловое прессование по схеме «Конформ» (РКУП-К) (4 прохода при 350...300 °С) и волочение (степень обжатия 60%, при 300 °С) сплава Ti-15Mo на его микроструктуру и механические свойства.

Показано, что комбинированная ТМО привела к формированию в прутках из сплава Ti-15Mo дуплексной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним поперечным размером зерен/субзерен β -фазы 90 ± 10 нм. Объемная доля α -фазы составила 37 ± 2 %, поперечные размеры первичной α п- и вторичной α в-фазы были 180 ± 30 нм и 35 ± 5 нм, соответственно (рис. 2). В продольном сечении прутка наблюдалась ориентация структурных элементов вдоль направления волочения (рис. 2б).

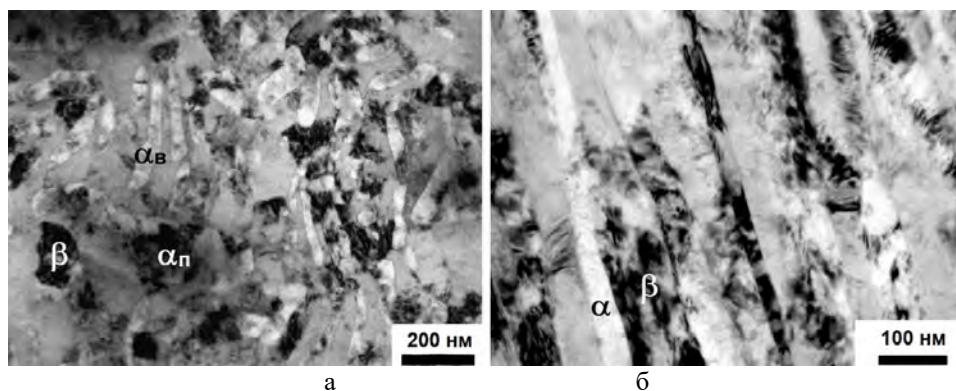


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti-15Mo после комбинированной ТМО поперечное сечение(а); продольное сечение (б). Просвечивающий электронный микроскоп, светлое поле

Установлено, что формирование двухфазной УМЗ структуры в сплаве Ti-15Mo приводит к повышению предела прочности с 1017 до 1590 МПа при сохранении пластичности на уровне 10% (рис. 3а) за счет увеличения доли большеугловых и малоугловых границ зерен, увеличения плотности дислокаций и дополнительного выделения частиц вторичной αв-фазы.

Показано, что достижение высокой прочности и пластичности в длинномерных прутках из УМЗ сплава Ti-15Mo обеспечивает рекордное повышение предела выносливости (с 500 до 710 МПа) в условиях растяжения-сжатия (рис. 3б).

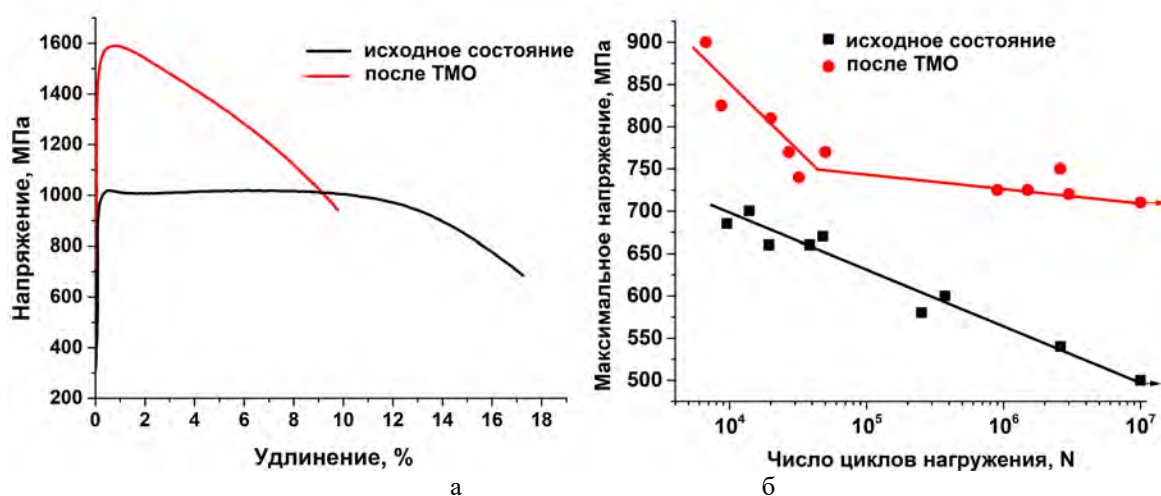


Рис. 3. Механические свойства сплава Ti-15Mo в исходном состоянии и после комбинированной ТМО типичные кривые растяжения(а); кривые Велера (б), усталостные испытания проводили в условиях растяжения-сжатия при симметричном цикле нагружения с частой 30 Гц

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 23-79-00074.

1. Lütjering, G. and Williams, J.C. Titanium. 2nd Edition - Berlin Heidelberg: Springer, 2007. – 442 pp.
2. Deformation behavior of beta-titanium alloys / O.P. Karasevskaya, O.M. Ivasishin, S.L. Semiatin, Y.V. Matviychuk // Mater. Sci. Eng. A – 2003. – 354. – P. 121–132. – DOI:10.1016/S0921-5093(02)00935-8.
3. Strengthening strategy for a ductile metastable b-titanium alloy using low-temperature aging / F. Sun, J.Y. Zhang, P. Vermaut, D. Choudhuri, T. Alam, S.A. Mantri, P. Svec, T. Gloriant, P.J.Jacques, R.Banerjee // Mater. Res. Let. – 2017. – 5. – P. 547–553. – DOI:10.1080/21663831.2017.1350211.
4. The Effect of Cold Swaging Deformation on the Microstructures and Mechanical Properties of a Novel Metastable β Type Ti-10Mo-6Zr-4Sn-3Nb Alloy for Biomedical Devices / J.Cheng, H. Wang, J. Li, J. Gai, J. Ru, Z. Du, J. Fan, J. Niu,; H. Song, Z. Yu // Front. Mater. – 2020. – Vol. 7. – DOI:10.3389/fmats.2020.00228.
5. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation// Prog. Mater. Sci. – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.
6. Langdon T.G. Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement/ Acta Mater. – 2013 – Vol. 61. – P. 7035–7059. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.08.018.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕОРИИ ПОДОБИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Голышев А.А.

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

Аддитивные технологии представляют собой одну из самых быстроразвивающихся технологий в настоящее время [1]. Ежегодно создаются различные методы и материалы для аддитивного производства.

Определение параметров, характеризующих физические процессы, происходящие при аддитивном выращивании, позволяет осуществлять контроль поведения ванны расплава. В работе [2] показано, что, контролируя геометрию ванны расплава, можно непосредственно устанавливать взаимосвязь задаваемых параметров и микроструктуры. Таким образом, сформулировать аналитические уравнения, которые могут быть использованы при оптимизации процесса аддитивного выращивания. Введение в эти уравнения безразмерных чисел с помощью П-теоремы позволяет упростить физические модели и выявить зависимости между физическими величинами. Этот метод успешно применялся в гидродинамике, биологии, биомеханике [3], ядерной физике [4] и лазерных технологиях [5-6].

Введение комбинации переменных в аналитические уравнения позволяет, во-первых, уменьшить количество параметров, которые необходимо исследовать при использовании АТ, во-вторых, более точно определять процессы, происходящие при использовании АТ [7].

В работе используется DMD (direct metal deposition) метод лазерной наплавки, который заключается в подаче наплавляемой порошковой смеси через коаксиальное сопло соосно лазерному излучению.

В ходе экспериментов проводилась наплавка порошковой смеси титанового сплава ВТ-6 и карбида кремния (SiC) с различной концентрацией керамики: 0%, 10%, 20% по массе. Сформированы единичные треки из металллокерамической порошковой смеси с концентрацией SiC 0, 10, 20% масс. при разных параметрах лазерного воздействия. Показано, что геометрические размеры треков вне зависимости от концентрации керамики определяются двумя безразмерными параметрами – нормированной энтальпией V и числом Пекле Pe и могут быть описаны единой зависимостью. Показано, что найденные законы выполняются, как при наплавке на металлическую подложку (ВТ-20), так и на металллокерамический слой (ВТ-6 – 10% масс. SiC).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10213,
<https://rscf.ru/project/21-79-10213/>.*

1. Altıparmak S.C., Xiao B. A market assessment of additive manufacturing potential for the aerospace industry // Journal of Manufacturing Processes. – 2021. – Vol. 68. – P. 728-738.
2. Маликов А.Г., Голышев А.А., Витошкин И.Е. Современные тенденции лазерной сварки и аддитивных технологий (обзор) // Прикладная механика и техническая физика. – 2023. – Т. 64. – № 1 (377). – С. 36-59.
3. Buckingham E. On physically similar systems; Illustrations of the use of dimensional equations // Phys. Rev. – 1914. – Vol. 4. – N 4. – P. 345.
4. Pelz P.F., Vergé A. Validated biomechanical model for efficiency and speed of rowing // J. Biomech. – 2014. – Vol. 47. – № 13. – P. 3415–3422.
5. Rubenchik A.M., King W.E. Wu S.S. Scaling laws for the additive manufacturing // J. Materials Process. Technol. – 2018. – Vol. 257. – P. 234–243.
6. Голышев А.А. Стандартизация лазерно-кислородной резки по критерию шероховатости поверхности // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 1 (70). – С. 16-21.
7. Golyshev A., Orishich A. Microstructure and mechanical characterization of ti6al4v-b4c metal ceramic alloy, produced by laser powder-bed fusion additive manufacturing // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2020. – Vol. 109, № 1-2. – P. 579-588.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ НАПЛАВКИ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ

^{1,2}Гриняев К.В., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Дитенберг И.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Создание на поверхности металлов и сплавов наплавки необходимого состава является одним из эффективных направлений повышения эксплуатационных свойств получаемых изделий. В отличие от технологий синтеза тонких пленок и покрытий, создающих границу раздела между подложкой и осаждаемым материалом, получаемая наплавка может быть сформирована в виде градиентного интерфейса, в котором структурно-фазовое состояние изменяется плавным образом. Одним из ключевых вопросов при этом является перемешивание в процессе переплавки наплавляемого материала и подложки.

В настоящей работе проведено изучение особенностей структурно-фазового состояния и значений микротвердости наплавки, сформированной путем переплавки электрической дугой с не расходимым вольфрамовым электродом в защитной среде аргона медной трубки, содержащей многокомпонентный прекурсор, на стальной подложке.

Использована смесь порошков тугоплавких металлов (W, Ta, Mo, Nb, Zr, Cr, Ti) в равной весовой пропорции после энергонапряженной механической активации продолжительностью 10,5 минут.

Установлено, что весь объем полученной наплавки характеризуется дендритной структурой, представленной двумя морфологическими типами, не имеющими между собой четкой границы раздела: крупными дендритами шириной от 4 до 10 мкм, достигающими в длину от 10 до 100 мкм, и областями с высокой плотностью выделений почти равноосной формы, размерами от 1 до 10 мкм.

Сопоставление электронно-микроскопических изображений в Z-контрасте с соответствующими профилями и картами распределения химических элементов, а также с данными РСА, позволило установить, что полученный материал состоит из перемежающихся между собой областей различной морфологии, существенно различающихся элементным составом.

Выявлены основные фазы: $\text{Fe}_{50-52}\text{Cu}_{2-4}\text{W}_{5-6}\text{Ta}_{5-6}\text{Mo}_{6-7}\text{Nb}_{8-10}\text{Zr}_{1-2}\text{Cr}_{11-12}\text{Ti}_{6-7}$, ОЦК решетка с параметром $a \approx 2.89 \text{ \AA}$; $\text{Fe}_{58-62}\text{Cu}_{7-12}\text{Mo}_{2-3}\text{Nb}_{1-2}\text{Zr}_{4-7}\text{Cr}_{9-11}\text{Ti}_{9-14}$, ГПУ модификация фазы Лавеса с параметрами кристаллической решетки $a = 4.82 \text{ \AA}$ и $c = 7.86 \text{ \AA}$; $\text{Fe}_{5-10}\text{Cu}_{82-92}\text{Zr}_{1-3}\text{Cr}_{1-2}\text{Ti}_{1-3}$, ГЦК решетка с параметром $a \approx 3.62 \text{ \AA}$; оксиды на основе тугоплавких металлов.

Сопоставление результатов измерения микротвердости с особенностями расположения отпечатков позволило определить зависимость значений H_{it} от локального фазового состава материала. В областях, с максимальной концентрацией тугоплавких элементов, H_{it} достигает 13,0 – 15,8 ГПа. Участки с фазой Лавеса характеризуются H_{it} в интервале от 9,0 до 13,0 ГПа. В областях, с высоким содержанием Cu, наблюдаются наименьшие значения $\text{H}_{\text{it}} = 3,7 - 5,6 \text{ ГПа}$. Кроме того, для указанных фаз определены соответствующие значения модуля Юнга (E).

Полученные в работе экспериментальные результаты свидетельствуют о высокой неоднородности структурно-фазового состояния получаемого материала. Анализ электронно-микроскопических изображений позволил установить, что объемная доля наиболее прочной ОЦК фазы в областях с первым структурным типом составляет около 35 – 38 %, в то время как в областях со вторым структурным типом объемная доля этой фазы составляет от 50 до 55 %. При этом необходимо учитывать, что интегральные характеристики прочности материала определяются вкладом всех трех основных фаз.

Обсуждаются возможные механизмы и основные факторы, предопределяющие формирование многофазного состояния.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА INCONEL625, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Семенчук В.Н., Шамарин Н.Н., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Жаропрочные сплавы на основе никеля, такие как Inconel 625, получили широкое распространение во многих областях благодаря своей способности сохранять эксплуатационные свойства в условиях высокотемпературной ползучести. Подобные материалы используются в основном в турбинных установках авиационной и энергетической техники, ракетных двигателях и во многих других областях, где обычно требуется коррозионная стойкость и обеспечение механических свойств при высоких температурах эксплуатации [1-3]. В последние годы активно развиваются различные подходы к аддитивному производству (или 3D-печати), в том числе и применение данных технологий с целью получения изделий из жаропрочных никелевых сплавов. При аддитивном производстве в качестве тепловых источников применяют электронный пучок, лазер и электрическую дугу [1-3]. Электронно-лучевая технология является высокопроизводительным подходом к аддитивному производству, при которой скорости нагрева и охлаждения материала могут достигать 10^8 К/с. В условиях локальности процессов плавления и кристаллизации и высоких скоростей охлаждения возникает большой температурный градиент (в сравнении с технологиями литья), что изменяет микроструктуру и, как следствие, механические свойства аддитивно получаемого материала [2].

В настоящей работе исследовались структура и свойства материала образцов в виде тонких стенок из сплава Inconel 625 (NiCr22Mo9Nb), полученных в процессе проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Для формирования образцов проволока исходного сплава подавалась в фокус электронного пучка, происходило её плавление и формирование ванны расплава, после чего рабочий стол начинал перемещать. Таким образом послойно выращивалась стенка высотой ≈ 54 мм (49 слоев) и длиной 135 мм. Основные технологические параметры ЭЛАП - ускоряющее напряжение, скорость перемещения рабочего стола и ток пучка составляли 30 кВ, 220 мм/мин и 43-27 мА, соответственно. Ток электронного пучка уменьшался экспоненциально по мере увеличения высоты формируемого образца. Процесс нанесения слоев был разнонаправленным, т.е. при окончании формирования одного слоя следующий начинали наносить с его конца. В качестве подложки использовали сталь 08X18H9. На рисунке 1 представлены изображения макро- и микроструктуры полученного материала в различных областях.

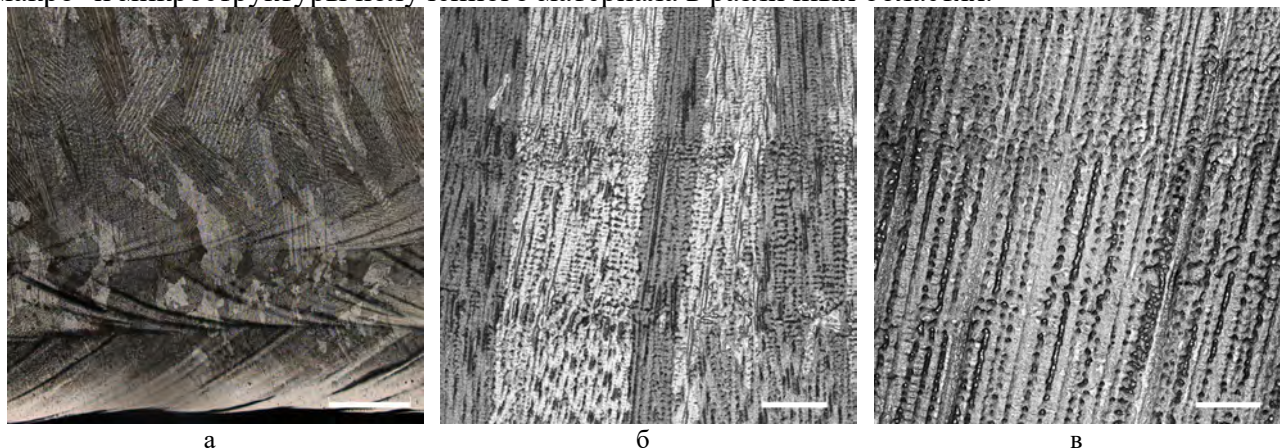


Рис. 1. Макро- и микроструктура сплава Inconel 625 полученного методом ЭЛАП. низ(а), середина(б), верх (в)

Как видно из рисунка 1 макроструктура представлена направленно растущими дендритными колониями, дендриты растут эпитаксиально через слои, что свойственно всем жаропрочным никелевым сплавам, полученным ЭЛАП [4]. Стоит отметить, что на первых

пяти слоях (см. рис. 1а) рост дендритов имеет зигзагообразный характер, что связано с изменением направления нанесения слоев. Однако начиная с шестого слоя, данная особенность не наблюдается, и колонии дендритов сохраняют единое направление роста.

Для исследования механических свойств были вырезаны два типа образцов: вертикальные (перпендикулярно направлению аддитивной печати) и горизонтальные (параллельно направлению аддитивной печати). Полученные результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства сплава Inconel 625 полученного методом ЭЛАП

Ориентация образцов	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Вертикальная	644±44	343±35	71±4
Горизонтальная	649±37	563±19	109±3

Из данных таблицы 1 хорошо видно, что в случае горизонтальных образцов возрастают условный предел текучести и относительное удлинение. Это связано с тем, что при данной ориентации образцов ось растяжения проходит поперек дендритных осей и междендритного пространства. В случае вертикальных образцов растяжение происходит вдоль осей дендритов и наличие междендритного пространства вносит меньший вклад в пластичность материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.

1. Mechanical and microstructural characterisation of bulk Inconel 625 produced by direct laser deposition / André A. Ferreira, Ana R. Reis, Rui L. Amaral, João M. Cruz, Pedro C. Romio, Jorge O. Seabra, Manuel F. Vieira // Mater. Sci. Eng. A. – 2022. – Vol. 838. – 142777. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.142777.
2. The influence of different focusing currents on the microstructure evolution and wear properties of a scanning electron beam modified inconel 625 nickel base alloy surface / Li J.; Yao J.; Zhao G.; Li H.; Li, Y.; Liu J. // Crystals. – 2023. – Vol. 13(2). – 325. – DOI: 10.3390/cryst13020325.
3. A critical review on the microstructure and mechanical properties correlation of additively manufactured nickel-based superalloys / Md. Shahwaz, Prekshya Nath, Indrani Sen // J. Alloys Compd. – 2022. – Vol. 907. – 1654530. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164530.
4. Features of the macro-, micro-, and fine structure of the nickel superalloy product material formed by the method of electron beam additive manufacturing / Fortuna S.; Gurianov D.; Nikonov S.; Ivanov K.; Mironov Y.; Vorontsov A. // Materials. – 2022. – Vol. 15. – 8882. – DOI: 10.3390/ma15248882.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Д16 И В95 МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Гусарова А.В., Амиров А.И., Иванов А.Н., Утяганова В.Р., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В.,
Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием является одним из методов получения неразъемных соединений, позволяющих объединять в одной конструкции металлы и сплавы с принципиально различными структурой и свойствами, в том числе не свариваемые между собой традиционными технологиями. Это обусловлено реализацией процесса в твердом пластифицированном состоянии без плавления, позволяющему сформировать на границе между компонентами оптимальный по структуре градиентный слой, состоящий из механической смеси интерметаллидных фаз и твердых растворов. Управление параметрами процесса и применение охлаждения в процессе сварки способствует снижению объемной доли интерметаллидных фаз на границе, а, следовательно, и увеличению прочностных свойств соединения. В настоящее время сварка трением с перемешиванием успешно применяется для соединения сталей и алюминиевых и титановых сплавов, сплавов титана и алюминия, магниевых сплавов с алюминиевыми и др.

Для авиационной и ракетно-космической промышленности актуально получение соединений алюминиевых и титановых сплавов различного состава, обладающих высокими механическими свойствами и низкой плотностью. Но, преимущественно публикации по данной тематике посвящены получению соединений низколегированных сплавов или чистого титана и алюминия. В то же время в авиационной и ракетно-космической сфере широко применяются высокопрочные сплавы алюминия, например, Д16 и В95. Данные сплавы являются термически упрочняемыми и их соединение представляет значительные затруднения, даже с использованием сварки трением с перемешиванием. Это обусловлено избыточным выпадением легирующих элементов из твердого раствора с образованием крупных некогерентных выделений вторичных фаз. Данное явление ещё больше интенсифицируется при сварке данных сплавов с титановыми за счет более высокой температуры в контактной зоне, что требует применения активного водяного охлаждения зоны сварки. Целью настоящей работы является исследование закономерностей формирования структуры и свойств неразъемных соединений алюминиевых сплавов Д16 и В95 с титановым сплавом ВТ6 методом сварки трением с перемешиванием с активным жидкостным охлаждением.

Образцы соединений получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Сварку осуществляли внахлест с расположением в верхней части листа алюминиевого сплава. Применяли листовой прокат алюминиевых и титанового сплавов толщиной 2-3 мм. С алюминиевых заготовок в зоне сварки удалялась плакировка. Сплавы алюминия использовались в состоянии после закалки и естественного старения. Скорость вращения инструмента с цилиндрическим пином 2,5 мм из сплава ЖС6У составляла от 350 до 450 об/мин, усилие прижима к заготовке 23-30 кН. Проведенные исследования показывают, что при сварке происходит образование в контактной зоне между компонентами тонкого слоя с содержанием интерметаллидных фаз Ti_xAl_y с развитой неоднородной границей. Повышение нагрузки на инструмент при сварке приводит к увеличению степени механического перемешивания алюминия и титана. Преимущественно разрыв при испытаниях на растяжение происходит в области контакта алюминия и титана по формируемым при сварке интерметаллидным прослойкам. Полученные соединения обладают достаточно высокими механическими свойствами как при сварке с сплавом ВТ6 и Д16, так и при сварке сплавов ВТ6 и В95, что показывает возможность их практического использования.

Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 22-29-01621.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Амиров А.И., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О.,
Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Технология фрикционной перемешивающей обработки на настоящее время претерпевает интенсивное развитие в области получения и модификации изделий из различных металлов, сплавов или композиционных материалов. Процесс обработки основан на внедрении вращающегося инструмента в материал заготовки за счет фрикционного нагрева и пластической деформации материала, и продольном перемещении с образованием зоны перемешивания с ультрамелкодисперсной или субмикроструктурной структурой. Адгезионному трению сопутствует явление экструзионного вытеснения материала из зоны перед инструментом – за инструмент, за счет давления, оказываемого на материал, деформируемый в режиме сверхпластичности. Сложноорганизованное пластическое течение по контуру инструмента и проведение многократных обработок позволяют формировать структурно-фазовое состояние материала с равномерным распределением в объеме частиц упрочняющих фаз. Отсутствие плавления при обработке позволяет получать изделия на основе металлов и сплавов не поддающихся обычно обработке или сварке, а также образовывать в их структуре частицы с плавными границами между ними и матрицей. По этой причине фрикционная перемешивающая обработка актуальна для получения изделий на основе алюминиевых и титановых сплавов с целью придания им особых эксплуатационных характеристик, в том числе повышенных прочностных или трибологических свойств. Одним из способов получения в материале высокой износостойкости является введение в основу элементов, образующих различные интерметаллидные фазы с основным металлом. Получение частиц в зоне перемешивания *in situ* позволяет сформировать дополнительно переходной реакционный слой с твердорастворной или смешанной структурой, который увеличивает связь частиц с металлической матрицей. Для упрочнения алюминиевых или титановых сплавов с использованием технологии фрикционной перемешивающей обработки возможно введение в материал порошковых частиц меди, образующей ряд интерметаллидов как с титаном, так и с алюминием. Внедрение меди позволяет повысить износостойкость и прочность готовых изделий и потенциально формировать на поверхности легких и прочных алюминиевых или титановых сплавов тонкий слой композиционного материала, позволяющий эксплуатировать такие детали в условиях трения скольжения в машинах и механизмах. Но, введение различных порошков при обработке приводит к изменению условий пластической деформации и течения металла по контуру инструмента, особенно при обработке сплавов с более высокой температурой плавления. По этой причине в работе исследованы особенности структурообразования при фрикционной перемешивающей обработке алюминиевого сплава АМг5 и титанового сплава ВТ6 с введением 5 об. % порошка меди путем предварительного сверления отверстий на пути следования инструмента. Образцы получали на экспериментальном оборудовании в лаборатории контроля качества материалов и конструкций института физики прочности и материаловедения. В процессе обработки фиксировали параметры скорости вращения инструмента и усилия прижима с регистрацией реакции материала в виде момента на валу двигателя и усилия сопротивления перемещению. Обработку титанового сплава осуществляли при дополнительном жидкостном охлаждении инструмента в атмосфере аргона. Исследования структуры выполнены с использованием оптической и растровой электронной микроскопии, а также энергодисперсионного анализа.

Проведенные исследования демонстрируют различные особенности процесса при обработке алюминиевого и титанового сплавов. Обработка алюминиевого сплава с введением меди происходит с выделением избыточного тепла за счет реакции алюминия с

медию, что требует снижения усилия нормального давления на инструмент. Избыточных нагрев приводит к снижению сопротивления перемещению инструмента. При обработке титанового сплава реализация данного эффекта с большей интенсивностью вблизи инструмента, обусловленная более высокой температурой процесса, приводит к контактному плавлению материала и, следовательно, требует увеличения усилия прижима инструмента для нейтрализации такого положения. Это выражается в снижении момента на валу двигателя и увеличении сопротивления перемещению инструмента. Такие изменения оказывают влияние на образование структуры зоны перемешивания. В то время, как в алюминиевом сплаве при введении небольшой объемной доли (5%) порошка меди имеет место относительно равномерное его распределение начиная с 1-го – 2-го прохода инструментом, при обработке титанового сплава неоднородность распределения порошка сохраняется и после 4-х проходов. Порошок меди при обработке титанового сплава имеет тенденцию к оттеснению на край зоны перемешивания с наступающей стороны, а также узкую область в подплечевой зоне. По этой причине для обработки титанового сплава с порошком меди требуется проведение до 6-ти проходов инструментом, в то время как для алюминиевого сплава достаточно проведения и 4-х. Механические свойства титанового сплава при введении порошка меди снижаются по сравнению с исходным состоянием за счет образования неоднородностей в распределении частиц интерметаллидных фаз Ti_xCu_y . При этом значительно, более чем в 1,5 раза, повышается микротвердость материала зоны обработки. Также значительно возрастает износостойкость и снижается коэффициент трения при сухом трении скольжения. В алюминиевом сплаве наоборот, отмечается значительное повышение механических свойств. Предел текучести повышается в среднем со 160 МПа до 260-270 МПа. Предел прочности возрастает с 275-280 МПа до 350-375 МПа. Из общего можно отметить увеличение микротвердости и износостойкости материала. В большом количестве в структуре представлены различные интерметаллиды Al_xCu_y . Преобладают в структуре обоих материалов интерметаллиды состава Al_2Cu и Ti_2Cu .

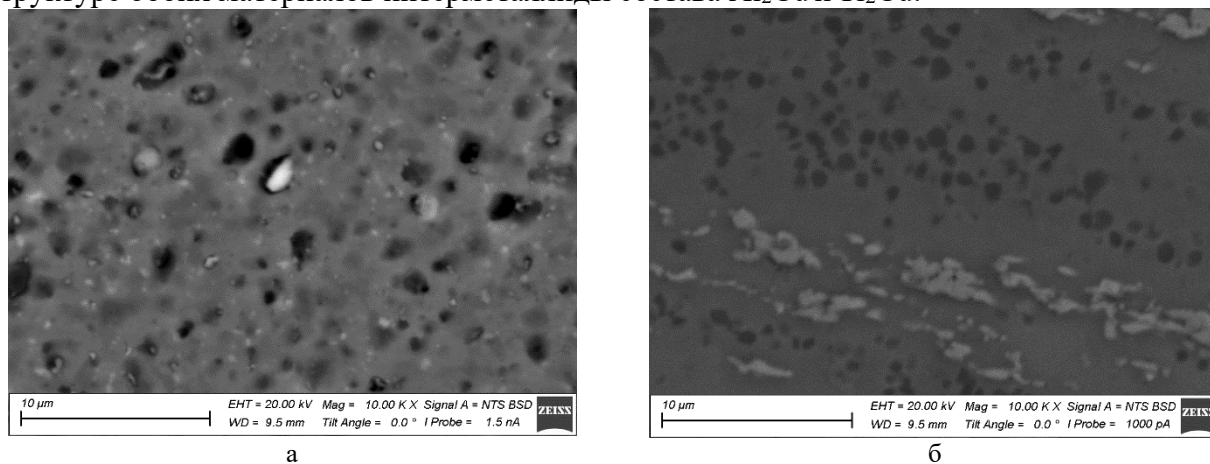


Рис. 1. Типичная структура алюминиевого (а) и титанового (б) сплавов после обработки с введением порошковых частиц меди

В целом, увеличение эксплуатационных характеристик в виде твердости и износостойкости поверхностного слоя отмечается как при обработке титанового сплава, так и алюминиевого. Основное отличие заключается в снижении механических свойств в первом случае и их увеличении во втором. В условиях фрикционной перемешивающей обработки различные диффузионные и деформационные процессы, протекающие между металлической матрицей и порошком меди приводят к повышению температуры в зоне обработки и реализации различных эффектов в алюминиевом и титановом сплавах. К ним в основном относится контактное плавление по контуру инструмента. Реализация таких эффектов приводит к различиям в формировании структуры и свойств данных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ И НИКЕЛЯ

Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Амиров А.И., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О.,
Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Технология фрикционной перемешивающей обработки в настоящее время является одной из наиболее развивающихся в области получения изделий с композитной структурой, формируемой *in situ* при введении различных упрочняющих компонентов. К её преимуществам относится возможность изготовления изделий без плавления и избыточного тепловложения, что позволяет получать композиционные материалы со сложноорганизованной структурой, состоящей из вводимых компонентов и результатов их реакции. В таком случае введение в металлическую матрицу порошков элементов, образующих с основой интерметаллидные фазы и твердые растворы, приводит к образованию частиц с твердой внутренней частью и переходной зоной, когерентной основному металлу. Такое положение позволяет увеличить прочность связи компонентов материала и использовать для их получения более доступные порошки чистых металлов или сплавов. Одним из применений получаемых таким образом материалов является формирование трибологически стойких поверхностных слоёв. Наиболее актуально это для производства изделий из легких и прочных алюминиевых или титановых сплавов, которые без модификации преимущественно обладают низкой износостойкостью. Модификация титановых сплавов такими элементами, как медь или никель, имеет потенциал для получения упрочненных поверхностных слоёв, так как приводит к образованию ряда интерметаллидных фаз типа Ti_xCu_y , Ti_xNi_y , обладающих высокой твердостью. Остающийся основной объем прочного и пластичного материала при этом позволяет сохранить высокие механические свойства детали.

В настоящей работе основной целью является выявление особенностей получения композиционных материалов на основе титанового сплава ВТ1-0 методом фрикционной перемешивающей обработки с введением порошковых частиц меди и никеля. Образцы получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Для обработки использован инструмент с гладким коническим пином из сплава ЖС6У. Применялся листовой прокат титанового сплава ВТ1-0 толщиной 2,5 мм и промышленно выпускаемые порошки меди и никеля. Порошок вводился в зону обработки путем предварительного сверления отверстий. Объемная доля порошка варьировалась от 5 до 15%. Скорость вращения инструмента составляла 950 об/мин. Усилие прижима инструмента при обработке чистого титанового сплава 9,5 кН, при введении порошка меди 17-20 кН, а при введении никеля 15-17 кН. Проведенные исследования показали, что избыточное тепловыделение в контактной зоне с реализацией локального плавления при введении меди требуют увеличения усилия прижима инструмента при обработке более чем в 2 раза, причем, чем больше вводится порошкового материала, тем более значительным является увеличение усилия прижима. Введение никеля не вызывает настолько значимых изменений процесса и локального плавления не происходит, что обуславливает меньшие оптимальные значения усилия при обработке. Обработка титанового сплава с введением порошков обоих типов приводит к значительному увеличению прочности, более чем в 1,5 раза и микротвердости поверхностных слоёв образцов. Также снижаются величины коэффициента трения и объемного износа при сухом трибологическом контакте, причем более эффективным является введение меди. Таким образом, процесс фрикционной перемешивающей обработки позволяет повышать как прочностные, так и эксплуатационные характеристики изделий из титанового сплава.

Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 23-29-00929.

РЕАКЦИОННОЕ ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ КЕРАМИКИ $\text{W}_4\text{C}-\text{CrB}_2$ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОВОЛОКНИСТОГО УГЛЕРОДА И ЕЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

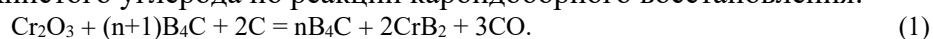
^{1,2}Дик Д.В., ²Филиппов А.А., ¹Гудыма Т.С., ¹Крутский Ю.Л.

¹Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

²Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Керамика на основе карбида бора является перспективным материалом благодаря высоким показателям прочности, твердости и химической стойкости [1]. Но малые значения вязкости разрушения ограничивают ее области применения, в частности в условиях частых ударных нагрузок. Так же параметры спекания карбида бора являются достаточно жесткими по температуре и времени выдержки, что отражается на энергопотреблении такого производства. Традиционные спекающие добавки в виде простых металлов сильно влияют на химические и механические свойства керамики из карбида бора.

Наиболее перспективным рядом соединений для спекающих добавок являются дибориды металлов IV-VI групп таблицы Менделеева [2], так как они минимально влияют на химическую стойкость керамики. В данной работе рассматриваются материалы с добавлением диборида хрома. Его преимущество заключается в самой низкой температуре эвтектики с карбидом бора в ряду диборидов. Предложен способ получения керамики $\text{W}_4\text{C}-\text{CrB}_2$, который заключается в горячем прессовании реакционной шихты из карбида бора, оксида хрома и нановолокнистого углерода по реакции карбидоборного восстановления:



Предложены мягкие параметры формования на лабораторном горячем прессе (КТИ НП СО РАН): максимальное усилие пресса - 17,5 МПа, максимальная температура - 2000°C и время выдержки при этих параметрах в атмосфере аргона – 10 минут.

Рентгенофазовый и энергодисперсионный анализы показали полноту прохождения реакции. Отсутствуют пики реагентов и массовое содержание веществ соответствует расчетному. Свойства полученных образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Физико-механические свойства полученных керамических материалов

Состав, мол.% CrB_2	Плотность, г/см ³	Теоретическая плотность, г/см ³	Относительная плотность, %	Микротвердость, кгс / мм ²	Модуль упругости, МПа
10	2,67	2,69	99,0	3417	413
20	2,81	2,81	97,1	2664	401
30	2,87	3,12	92,1	2216	388

Микроструктура полученных материалов представлена на рисунке 1. На СЭМ изображениях видно, что частицы диборида хрома равномерно распределены по всему объему образцов. Зерна спекающей добавки растут с увеличением ее концентрации, в среднем их размер не превышает 5 микрон. Методом гидростатического взвешивания определена плотность образцов, она снижается с ростом концентрации добавки, это связано с увеличивающимся количеством газообразных продуктов реакции (CO). Резкое увеличение размера пор можно наблюдать на изображении образца с максимальной концентрацией диборида хрома. Данные параметры керамических материалов предполагается контролировать условиями спекания, в частности временем выдержки.

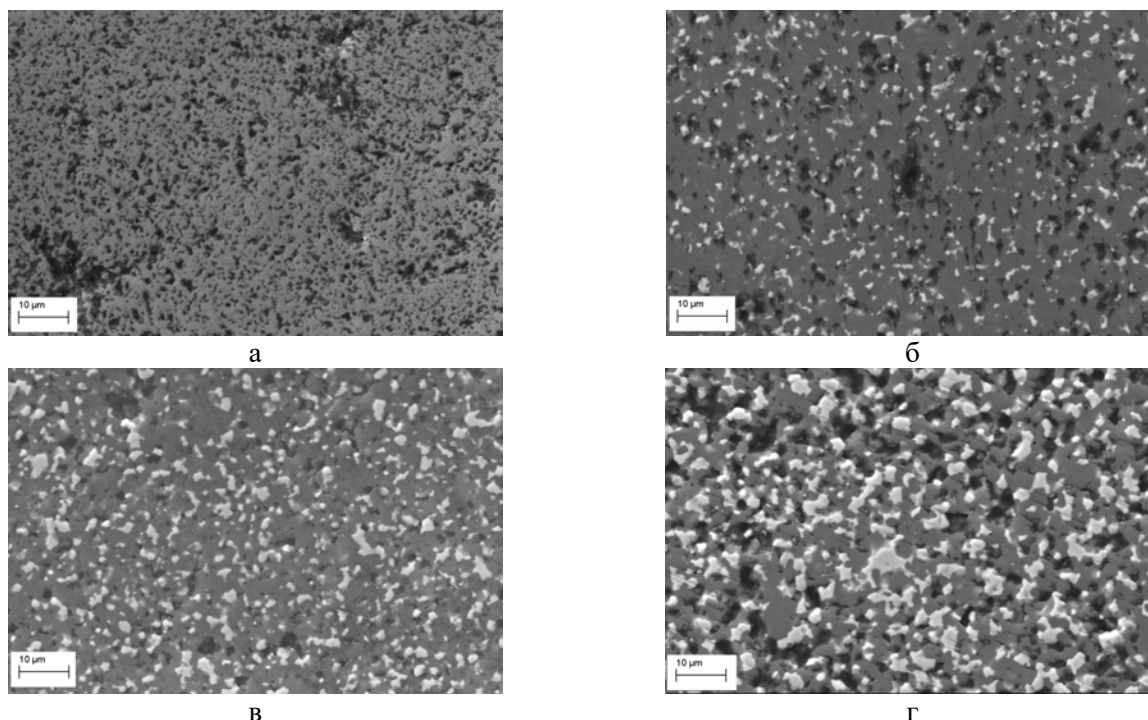


Рис. 1. СЭМ-изображения керамики B_4C-CrB_2 , состава мол.% CrB_2 : 0 (а), 10 (б), 20 (в), 30 (г)

На рисунке 2 изображены графики зависимостей микротвердости и модуля упругости от концентрации диборида хрома. Показано, что существующими моделями гомогенизации (модели Фойгта, Рейсса, Хашина, Штрикмана, Берана, Фан-Тьена) возможно предсказывать упругие модули таких керамических материалов.

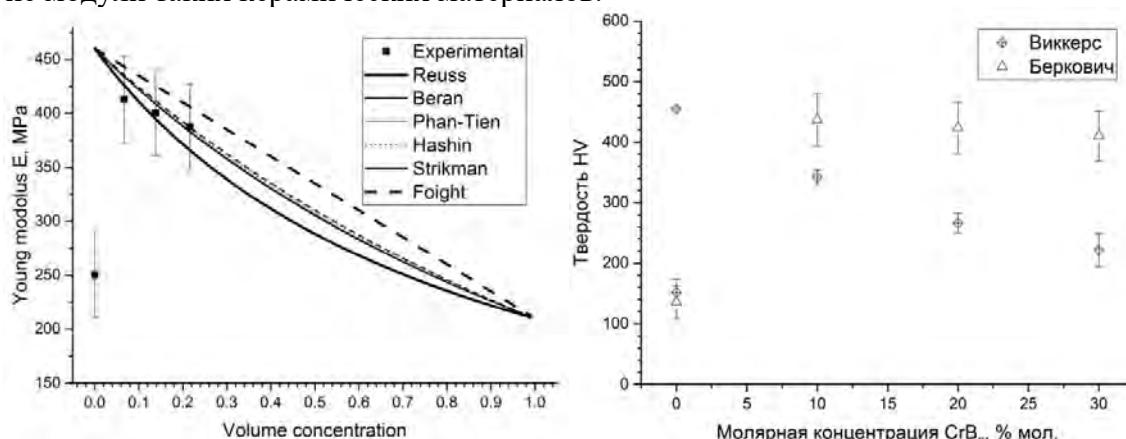


Рис. 2. Зависимости модуля упругости и микротвердости от концентрации CrB_2

Методом горячего прессования получены керамические материалы B_4C-CrB_2 разных составов с содержанием диборида хрома от 0 до 30 % мол. Получены экспериментальные зависимости твердости и приведенного модуля упругости керамокомпозитного материала B_4C-CrB_2 от содержания CrB_2 . Экспериментальная зависимость была сопоставлена с моделями гомогенизации упругих свойств и получено качественное совпадение.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) при поддержке гранта РНФ № 21-19-00733 «Теоретическое и экспериментальное исследование физико-механических свойств гетерогенного материала на основе керамики, полученного путем управляемого лазерного воздействия».

1. Sintering behavior of B_4C-CrB_2 ceramics / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi // J. Mater. Sci. Lett. – 2002. Vol. 21. – P. 1445–1447.
2. B_4C-CrB_2 composites with improved mechanical properties / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi // J. Eur. Ceram. Soc. – 2003. – Vol. 23. – P. 561–565.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ МЕТОДАМИ

Добровольский А.Р., Семенчук В.М., Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиевые сплавы широко распространены в машиностроении благодаря своей высокой удельной прочности. Предел прочности алюминиевых сплавов достигает 500 МПа при плотности 2,7 г/см³. Для изготовления литых изделий часто используют сплавы системы Al-Si благодаря их высокой текучести в жидком состоянии. В настоящее время, большой научный интерес вызывает изготовление алюминиевых сплавов альтернативными методами производства такими, как аддитивные технологии. Порошковые лазерные технологии являются наиболее распространёнными аддитивными технологиями получения силуминов [1-3]. Так, используя импульсный лазерный источник, возможно контролировать подвод тепла и измельчить частицы Si в сплаве Al-12%Si, но при этом не удастся избежать образования пористости [1]. В работе [3] авторы исследовали влияние нагрева подложки на квазистатические механические свойства Al-12%Si. Им удалось добиться значений механических характеристик сопоставимых с характеристиками сплава Al-12%Si, изготовленным традиционными способами литья. Однако, во всех исследуемых образцах наблюдались дефекты пористости. Среди аддитивных методов производства следует выделить проволоочные методы такие как электронно-лучевое аддитивное производство и электродуговое аддитивное производство. Проволоочные аддитивные технологии являются перспективными и высокопроизводительными методами производства. Они позволяют экономично с точки зрения сырьевых затрат производить детали сложной конфигурации из металлических проволок. Оба вышеупомянутых метода подразумевают послойное наплавление металлической проволоки на материал подложки слой за слоем.

Основными проблемами при изготовлении силуминов методами аддитивного производства являются: 1) получение бездефектной структуры и механической прочности сопоставимой с прочностью материала, изготовленного путем литья, горячего проката и других традиционных технологий; 2) выгорание легкоплавких легирующих элементов с относительно низкой температурой кипения. Второй тип дефекта является особенно опасным поскольку он не только снижает механическую прочность, но и существенно влияет на эксплуатационные характеристики материала. Не менее важной проблемой при производстве силуминов является управление структурой, в частности, измельчение грубых пластин кремния и железосодержащих фаз. По-прежнему исследования влияния различных добавок и режимов обработки на морфологию Si и Fe-содержащих фаз в промышленных Al-Si, остается актуальным [4-6].

Поэтому в данной работе рассматривается возможность получения изделий из силуминов систем Al-5%Si и Al-12%Si методами электронно-лучевого аддитивного производства и электродугового аддитивного производства, влияние особенностей процесса на формирование структурно-фазового состава и механические свойства получаемых изделий.

3D-печать методом электродугового аддитивного производства осуществляли на 6-осевом промышленном роботе FANUC Robot ARC Mate 100iD со сварочной горелкой и инверторном источнике питания EWM Titan XQ R 400 Pulse с технологией «ColdArc». Проволоку наплавливали в среде защитного газа (Ar-100%) на прямоугольную подложку толщиной 5 мм из нержавеющей стали марки AISI 321. Образец изготовлен в форме тонкой стенки толщиной 5 мм, шириной 120 мм и высотой 50 мм. Процесс 3D-печати методом электродуговой аддитивной технологии осуществляли вдоль одной оси, без поперечных колебаний со скоростью подачи проволоки 3 м/мин и скоростью печати 0,4 м/мин. Напряжение и ток электрической дуги для Al-5%Si и Al-12%Si составляли 14,5 В и 16 В, и 45 А и 43 А, соответственно.

Печать силуминов методом электронно-лучевой аддитивной технологией

производилась на охлаждаемой подложке из алюминиевого сплава АА5056 в вакуумной камере. Образцы были изготовлены в форме тонкой стенки толщиной 8 мм, высотой 80 мм и длиной 120 мм. Процесс изготовления стенок методом электронно-лучевой аддитивной технологии производился при статичном положении проволочного податчика и источника электронного пучка на координатном трёхосевом столе со скоростью печати 0,4 м/мин для сплава Al-5%Si и 0,45 м/мин для сплава Al-12%Si. На основе предварительных эмпирических данных печать осуществлялась с экспоненциальным снижением величины тепловложения (тока луча) по мере увеличения высоты стенки, так чтобы обеспечить надежное сплавление первого слоя с холодной подложкой и затем исключить перегрев металла при наплавке верхних слоев, который возникает вследствие ухудшения теплоотвода с увеличением количества нанесённых слоёв. Уменьшение тепловложения производилось за счёт уменьшения тока пучка с 50 мА до 25 мА с постоянным ускоряющим напряжением 30 кВ.

Для получения образцов из Al-5%Si и Al-12%Si с использованием экспоненциального затухания и постоянных тепловложений использовались методы электронно-лучевой проволочной подачи и проволочно-дугового аддитивного производства. Величина подвода тепла оказала значительное влияние на структурную эволюцию наплавленного металла за счет циклического повторного нагрева ранее наплавленных слоев и, таким образом, спровоцировала изменение морфологии и размера кристаллитов кремния, а также интерметаллидов Al-Fe-Si. Использование больших значений тепловложения при электронно-лучевой аддитивной технологии привело к полному перестариванию Al-5%Si с образованием крупных частиц Al-Fe-Si, которые, однако, не оказали отрицательного влияния на предел прочности, но несколько снизили их пластичность. Образцы Al-12%Si получали электронно-лучевой аддитивной технологии при меньших тепловложениях, поэтому повторный циклический нагрев приводил к формированию полосчатых состаренных структур, что позволило улучшить характеристики растяжения по сравнению с образцами Al-12%Si, полученных электродуговой аддитивной технологией. Эксперименты по получению образцов Al-5%Si и Al-12%Si проводились при постоянно низком подводе тепла, что лишь незначительно влияло на эвтектическую микроструктуру. Тем не менее, это оказало модифицирующее влияние на морфологию частиц Al-Fe-Si.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Additive Manufacturing of Al-12Si Alloy Via Pulsed Selective Laser Melting / R. Chou, J. Milligan, M. Paliwal, M. Brochu // Jom. – 2015. – Vol. 67. – P. 590–596. – DOI:10.1007/s11837-014-1272-9.
2. Densification mechanism and microstructural evolution in selective laser sintering of Al-12Si powders / E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno // J. Mater. Process. Tech. – 2011. – Vol. 211. – P. 113–121. – DOI:10.1016/j.jmatprotec.2010.09.003.
3. Microstructural and Mechanical Properties of Selective Laser Melted Al 4047 / S. Siddique, E. Wycisk, G. Frieling, C. Emmelmann, F. Walther // Appl. Mech. Mater. – 2015. – Vol. 752. – P. 485–490. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMM.752-753.485.
4. Effect of Nanosize Tungsten Powder on the Microstructure and Mechanical Properties of Silumins / A.P. Zykova, A.V. Chumaevskii, N.V. Martyushev. // Met. Sci. Heat. Treat. – 2019. – Vol. 61. – P. 222–227. – DOI:10.1007/s11041-019-00404-3.
5. A Formation Map of Iron-Containing Intermetallic Phases in Recycled Cast Aluminum Alloys / E. Cinkilic, C. D. Ridgeway, X. Yan, A. A. Luo // Metall. Mater. Trans A. – 2019. – Vol. 50. – P. 5945–5956. – DOI:10.1007/s11661-019-05469-6.
6. Modification of eutectic silicon and β -Al₅FeSi phases in as-cast ADC12 alloys by using samarium addition / Y. Rao, H. Yan, Zh Hu // J. Rare Earth. – 2013. – Vol. 31 (9). – P. 916–922. – DOI:10.1016/S1002-0721(12)60379-2.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ВАКУУМНОЙ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ, ПОСЛЕ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

¹Дорофеева Т.И., ¹Губайдулина Т.А., ²Нго Б.Т., ¹Сергеев В.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Совместный Российско-Вьетнамский Тропический научно-исследовательский и технологический центр, Хошимин, Вьетнам

Благодаря высокой коррозионной стойкости, хорошей механической прочности и низкой стоимости нержавеющая сталь широко используется многих отраслях промышленности. Однако нержавеющая сталь подвергается локальной коррозии в результате разрушения пассивной пленки в агрессивной среде. Для Вьетнама характерно большое количество осадков, высокая влажность и температура, что способствует активному росту сульфатредуцирующих бактерий, помимо хлорид-ионов, определяющих приморский климат (концентрация хлорид-ионов в атмосферном воздухе может достигать 2,00 мг/м³, а в морской воде - 12,3 мг/м³). Наличие защитного покрытия на поверхности металлических изделий препятствует проникновению агрессивной среды к основной матрице материала, блокируя поверхность.

Цель данной работы изучить антикоррозионную способность многослойных многокомпонентных покрытий, полученных в предыдущей работе на нержавеющей стали при вакуумной ионно-пучковой обработке посредством проведения натурных испытаний на испытательной площадке «Кон Зо» Южного отделения Тропического центра.

В качестве образцов выступали диски из нержавеющей стали на которых были сформированы покрытия различного состава при комбинации методов вакуумной обработки: покрытие Me₁-A-N/Me₂/Me₁-A-N, формировалось послойно магнетронным распылением мишеней соответствующего состава (Ni и Al-Si) в атмосфере смеси газов Ar-N; покрытие Ni/Cr/Al-B, формировалось комбинацией магнетронного напыления Ni, вакуумно-дугового осаждения Cr и ионно-пучковой имплантации Al-B. На рисунке 1 показан вид поверхности через год натурных испытаний. По результатам микрорентгеноспектрального анализа подтверждено сохранение более 98% поверхности материала.

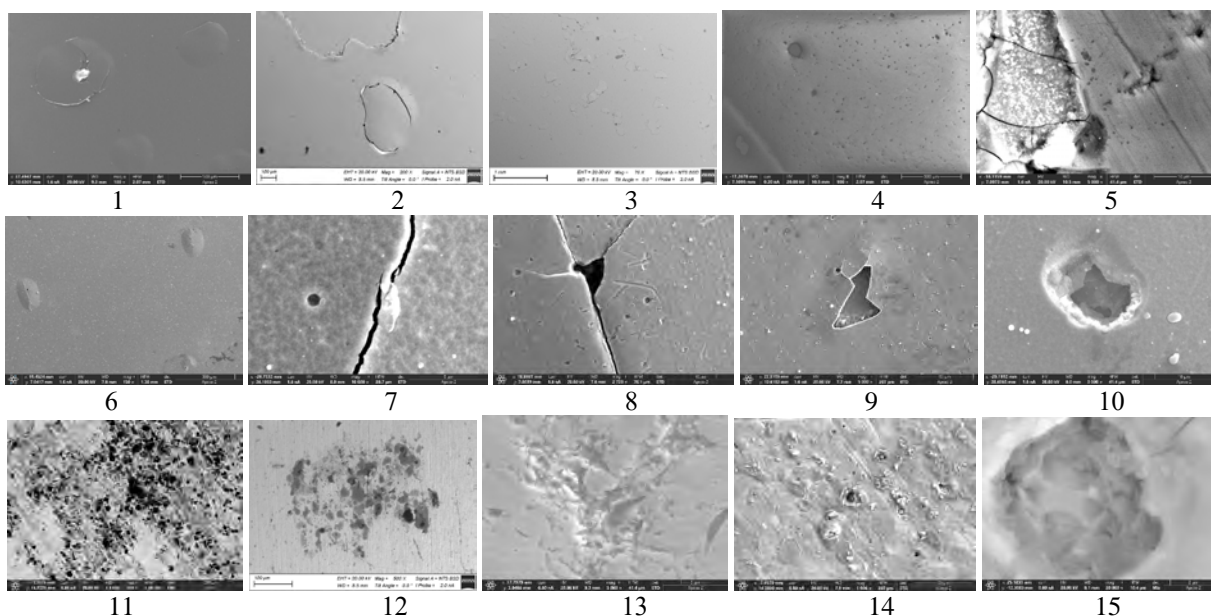


Рис. 1. Морфология поверхности образцов из нержавеющей стали после натурных коррозионных испытаний в течение 1 года: покрытие Me₁-A-N/Me₂/Me₁-A-N (1-5); покрытие Ni/Cr/Al-B (6-10); нержавеющая сталь (11-15)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ВНС-5 ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

¹Дорофеева Т.И., ¹Губайдулина Т.А., ¹Федорищева М.В., ²Нго Б.Т., ¹Сергеев В.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Совместный Российско-Вьетнамский Тропический научно-исследовательский и технологический центр, Хошимин, Вьетнам

Известно, что повышение надежности работы изделий машиностроения в условиях высоких механических нагрузок и во влажной морской атмосфере может быть достигнуто применением высокопрочных коррозионностойких сталей. Высокопрочная сталь переходного аустенитно-мартенситного класса ВНС-5 обладает высокой прочностью, ударной вязкостью и пластичностью. Коррозионная стойкость ВНС-5 может быть увеличена посредством формирования на поверхности защитных покрытий. Известны различные способы нанесения защитных покрытий на поверхность металлов с помощью плазменной, лазерной, электроэрозионной обработки и т.д.. Предлагаемый в данной работе способ заключается в проведении на поверхности обрабатываемого металла и в его поверхностных слоях процессов, приводящих не только к изменению состава приповерхностных слоев, но и к модифицированию структуры поверхности, созданию более стойких поверхностных структур методом высокоэнергетического воздействия потоком ионов на поверхность обрабатываемого металла.

Цель данной работы изучить влияние имплантации высокоэнергетическими ионами углерода поверхности образцов из стали ВНС-5 на коррозионное поведение имплантированных образцов в отличие от необработанного материала.

Имплантацию ионами углерода осуществляли, применяя вакуумно-дуговой импульсный источник высокоэнергетических ионных пучков «ДИАНА». В качестве катода использовали таблетированный графит диаметром 15мм. Имплантация проводилась при ускоряющем напряжении 80 кВ, амплитуде ионного тока до 500 мА, длительности импульса ионного пучка 250 мкс, частоте импульсов – 50 Гц и флюенсе облучения 2×10^{17} ион/см². Коррозионные исследования проводили двумя способами: длительные испытания в камере соляного тумана (5% раствор NaCl с добавлением сульфида NaS) и ускоренные испытания с помощью потенциостата-гальваностата Р-40Х. После проведения испытаний утверждено, что сталь без имплантации подвергается ярко выраженной коррозии с образованием глубоких язв размерами 40÷150 мкм (рис.1а) в отличие от имплантированных образцов, где имеются редкие области с точечной коррозией не превышающие 10мкм (рис. 1б).

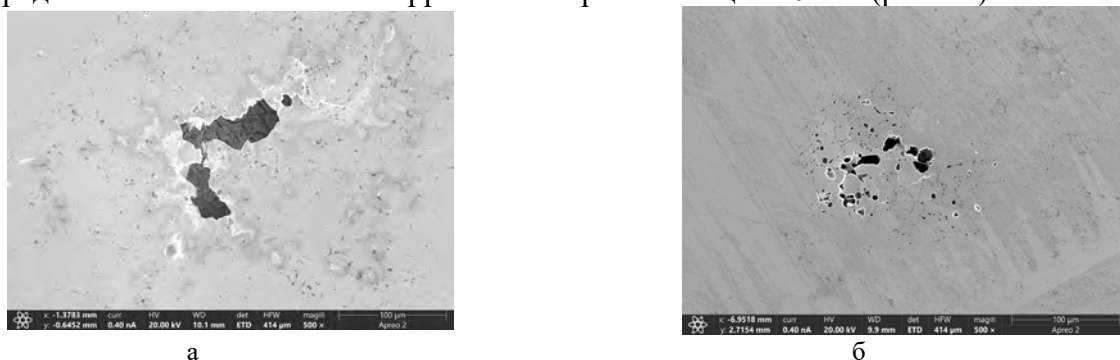


Рис. 1. Морфология поверхности стали ВНС-5: без обработки (а) и ионно-имплантированная (б)

С помощью ПЭМ и РЭМ изучаются физико-химические механизмы повышения коррозионной стойкости стали ВНС-5 путем имплантации высокоэнергетических ионов углерода. Такой способ может быть использован для обработки поверхностей изделий авиационной техники с целью сокращения коррозионных потерь при работе в агрессивных коррозионно-активных средах.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu-Cr, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ

Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В. Лабунский Д.Н., Бессонов Д.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Среди всех алюминиевых сплавов серия 7000 представляет собой востребованную группу материалов в авиационной, космической и военной промышленности благодаря их более высокой прочности и обрабатываемости. Предпочтительная группа промышленных сплавов серии 7000 в основном содержит цинк, магний и медь и небольшие количества марганца, хрома и циркония для контроля роста зерен рекристаллизации.

Работа посвящена изучению изменения микроструктуры деталей алюминия Al7075, полученных проволочно-дуговым аддитивным производством в среде инертного газа (MIG). Кроме того, анализируются конкретные детали микроструктуры сломанных деталей в разных слоях с использованием оптимизированного метода сварки MIG на предмет потенциала технологии аддитивного производства.

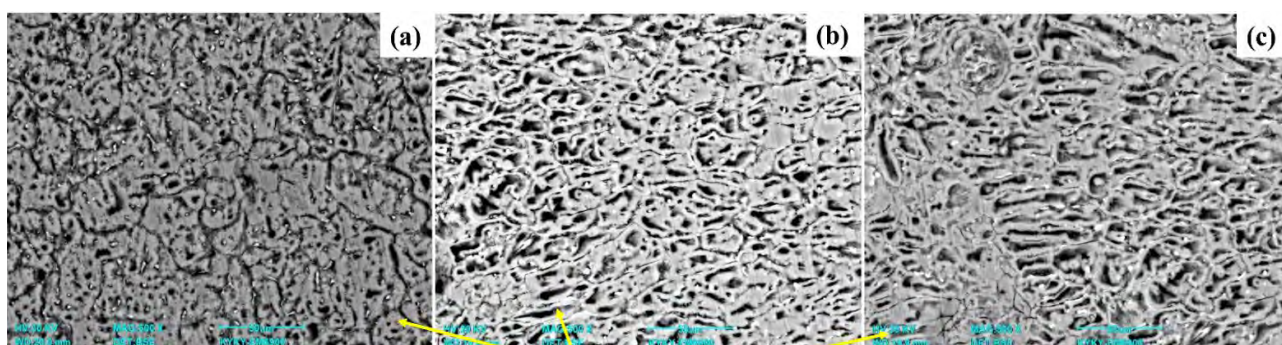


Рис. 1. Микроструктура детали из проволоки Al7075 полученной проволочно-дуговым аддитивным методом
верхняя часть (a) средняя часть (b) нижняя часть (c)

Были выполнены СЭМ-изображения протравленных образцов, морфология верхней, средней и нижней области показана на рис. 1. Следов трещин затвердевания не наблюдалось. При изготовлении слоя верхняя часть была переплавлена, в результате чего образовался интерфейсный слой. Поскольку эта область имеет более высокую скорость охлаждения за счет межслоевого охлаждения, формируются более крупные и равноосные структуры, представленные на рис. 1а. Над межслоевой или средней областью из-за меньшего температурного градиента сформировалась смешанная структура столбчатых и дендритных равноосных структур рис. 1б, с. Основываясь на эффекте накопления тепла, рассеивание тепла становится меньше с увеличением высоты детали, что приводит к уменьшению теплового градиента. Вблизи верхней области затвердевшего слоя формировались мелкие равноосные зерна высотой 80–200 мкм. Морфология зерен изменяется по мере изменения толщины слоя, преобладают столбчатые зерна, и только несколько равноосных зерен встречаются по границам слоев. Хотя заметного изменения размера зерен не происходит, микроструктура вблизи поверхности все еще демонстрирует некоторую степень равноосной кристаллической формы.

В настоящем исследовании систематически исследованы микроструктурные свойства образцов алюминиевого сплава Al-7075, полученного проволочно-дуговым аддитивным методом.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ АЛ 7075, ПОЛУЧЕННОГО АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ

Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В., Лабунский Д.Н., Бессонов Д.А.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Наиболее важной областью применения алюминиевых сплавов являются авиационная техника. Алюминиевый сплав 7075 один из самых прочных доступных алюминиевых сплавов, его высокий предел текучести и низкая плотность делают этот материал пригодным для таких применений, как детали самолетов или детали, подверженные сильному износу.

Данное исследование посвящено изменению характеристик после испытания на усталость и микроструктуры деталей алюминия 7075, полученных проволоочно-дуговым аддитивным производством в среде инертного газа (MIG).

Усталостное разрушение металлов происходило в условиях повторяющихся переменных напряжений, значения которых меньше предела прочности. Испытание проводилось на установке для растяжения, по схеме циклического асимметричного консольного изгиба. Установка состоит из жесткого металлического каркаса, в котором установлен источник магнитного поля с измерительной аппаратурой и датчиком движения. Экспериментальное среднее значение циклов до разрушения, составило 233257 тысяч, а погрешность измерения составила 7,7%.

Исследование морфологии излома алюминиевого сплава после испытаний на усталость, продемонстрировало признаки межкристаллитного разрушения (усталостные бороздки) и хаотично расположенных гребней рис 1а. На рис. 1б представлены интерметаллидные соединения с преобладанием содержанием железа и размером ≈ 23 мкм.

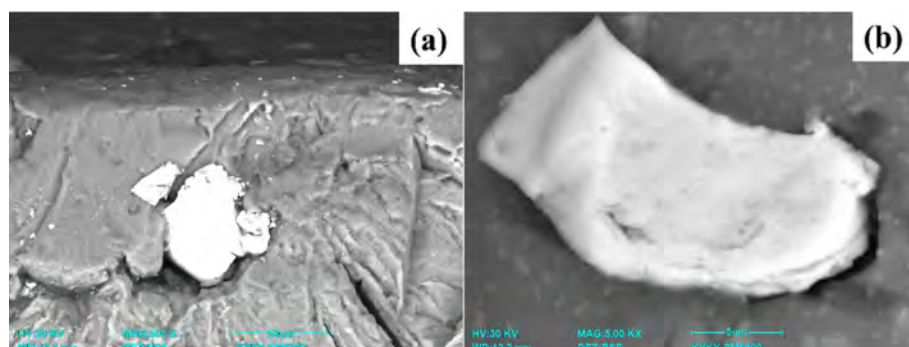


Рис. 1. СЭМ изображения разрушенных образцов после испытания на усталость (а) увеличение 500 X (б) увеличение 5 KX

Содержание элементов в придонной области исследуемого образца, представленное на рис. 2 позволило определить, что на границах распределения крупных и равноосных структур присутствуют выделения меди и интерметаллидных включений.

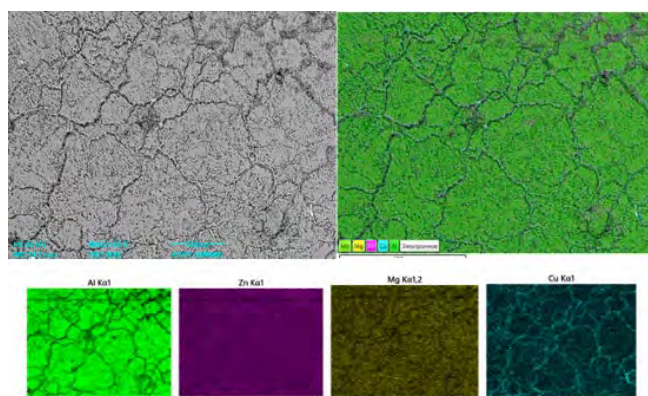


Рис. 2. СЭМ для сплава 6%Zn, 2,5%Mg, 1,6%Cu в придонной области, ЭДС-анализ (карта распределения элементов; энергодисперсионная рентгеновская спектрограмма

В настоящем исследовании алюминиевый сплав Al-7075, полученный аддитивным способом, был изготовлен методом сварки MIG с постоянными оптимальными параметрами процесса. Систематически исследованы микроструктурные и усталостные свойства образцов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10245, <https://rscf.ru/project/22-79-10245/>.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 12Х18Н9Т МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАМИ Cr И В

Дударева А.А., Бушуева Е.Г., Дробяз Е.А., Тюрин А.Г.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

В настоящее время хромоникелевые аустенитные стали широко применяются в химической, нефте- и газодобывающей промышленности благодаря наличию комплекса функциональных свойств, таких как высокие показатели коррозионной стойкости, жаропрочности и жаростойкости при повышенных температурах, пластичности и высокой вязкости разрушения при динамических нагрузениях, свариваемости со многими конструкционными материалами. В то же время, они характеризуются недостаточным сопротивлением изнашиванию в большинстве пар трения и пониженными значениями твердости. Повышение износостойкости и твердости поверхностных слоев изделий из хромоникелевых аустенитных сталей без ухудшения уже имеющихся функциональных свойств может быть обеспечено введением в него твердых фаз [1–3].

В данной работе в качестве перспективного метода модифицирования поверхностного слоя использовалась наплавка порошковых смесей пучком релятивистских электронов, выведенным в воздушную атмосферу. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка была выполнена на ускорителе электронов промышленного типа ЭЛВ-6 ИЯФ СО РАН им. Г.И. Будкера. В качестве упрочняемого материала были выбраны заготовки из стали 12Х18Н9Т размерами 50 x 100 x 10 мм. Наплавляемые порошковые смеси состояли из хрома и бора различных концентраций (таблица 1). Также для защиты поверхности от окисления использовали флюс. Для вневакуумной электронно-лучевой наплавки удельная энергия составляла – 6,44 кДж/см², энергия электронного пучка – 1,4 МэВ, частота сканирования – 50 Гц, скорость перемещения – 10 мм/с.

Таблица 1. Составы наплавляемых порошковых смесей

Наименование системы порошков	Состав порошковой смеси, мас. %		
	Cr	B	MgF ₂
Cr10-B30	10	30	60
Cr20-B30	20	20	60
Cr30-B10	30	10	60

После упрочнения методом ВЭЛН, полученные образцы подвергались процедуре горячей прокатки. Горячую пластическую деформацию проводили при температуре 950 °С, с целью создания листовых заготовок с упрочненным слоем. Степень обжатия образцов составила от 5 до 70 %. Установлено, что после деформирования образцы имеют хорошо выраженную текстуру, ориентированную в сторону прокатки.

Для оценки механических свойств прокатанных образцов определяли уровень микротвердости. Для смеси содержащей бор и 10 мас. % хрома структура преимущественно боридов в матрице аустенита, микротвердость по Виккерсу составила – 816 HV_{0.1}, для бора и 20 мас. % хрома – дендриты и бориды в матрице аустенита, 891 HV_{0.1}, для бора и 30 мас. % хрома – дендритная структура, 558 HV_{0.1}.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034, 075-15-2021-698).

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009)

1. Механические свойства стали 12Х18Н9Т, полученной методом электронно-лучевой наплавки / Калашникова Т.А., Чумаевский А.В., Филиппов А.В. В сборнике: МЕХАНИКА, РЕСУРС И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ. XII международная конференция : Сборник материалов. 2018. – С. 154.
2. Corrosion and wear resistance of coatings produced by nonvacuum electron beam cladding of refractory carbides on low-carbon steel / T. A. Krylova, K. V. Ivanov, Yu. A. Chumakov, R. V. Trotsenko. – Text : direct // Inorganic Materials. – 2020. – Vol. 56, iss. 3. – P. 328–332.
3. Raising the resistance of chromium-nickel steel to hydroabrasive wear by non-vacuum electron-beam cladding with boron / E. G. Bushueva, B. E. Grinberg, V. A. Bataev, E. A. Drobyaz // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Vol. 60, iss. 9–10. – P. 641–644.

РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАХ ОКСИДА ЦИНКА

Дудин А.Н., Нешименко В.В.

Амурский государственный университет, Благовещенск

Традиционно в пассивных системах космической техники, для решения вопроса радиационной стойкости, в настоящее время применяются порошки различных химических соединений в качестве пигментов ТРП [1]. Широко используемым пигментом служат порошки на основе ZnO и SiO₂ но, как и другие пигменты, они подвержены действию факторов КП. Возникающие при облучении различного рода дефекты кристаллической решетки ведут к уменьшению отражающей способности и к увеличению интегрального коэффициента поглощения. Что в свою очередь приводит к сбоям в работе КА и преждевременному выходу ее из строя.

Существует ряд применяемых решений, для увеличения срока жизни покрытий на основе ZnO и SiO₂. Это различная вариация размеров частиц, изменение конфигурации частиц в составе пигментов, а также модифицирование порошков, на основе одного связующего, наночастицами других ТРП [2].

Целью данной работы являлось установление закономерностей накопления радиационных дефектов в наноструктурированных частицах ZnO и двухслойных частиц ZnO/SiO₂ при воздействии на них ионизирующих излучений.

Объектами исследования были микро- и нанопорошки фирмы «Aladdin Chemistry» ZnO чистоты 99.99 % CAS: 1314-13-2, SiO₂ чистоты 99.98 % CAS 7631-86-9. Средний размер частиц для микропорошков составляет 0.7-5 мкм, для нанопорошков характерный размер частиц 10-40 нм.

Полые частицы ZnO получены гидротермальным методом из раствора, содержащего 2.5 моль Zn(CH₃COO)₂·2H₂O, 1 моль деионизированной воды и 7.5 моль NH₄HCO₃, который был перелит в автоклав с тефлоновым стаканом, нагрет до 180°C и выдержан в течение 15 ч. После синтеза порошки были промыты спиртом, высушены при 60°C на воздухе и обработаны при температуре 650°C.

Двухслойные полые частицы ZnO/SiO₂ формировались при смешивании коллоидного раствора полистирольных частиц, этанола, 3-триэтоксисилпропиламина и ацетата цинка в соотношении по объему 25:250:1:5 в течение 1 часа при температуре 50°C, с последующим добавлением тетраэтилортосиликата и 25 % раствора гидроксида аммония в соотношении 5:25 к первичному раствору. После чего полученный раствор перемешивался в течение 2 часов при температуре 50°C. После чего полученный продукт был промыт несколько раз спиртом и высушен при 60°C на воздухе. Далее осуществляли ступенчатую термообработку от 200 до 600°C в течение 4-х часов. Полистирольные частицы со средним размером 800-1000 нм получали при смешивании 50 мл этанола, 4.5 мл стирола, 0.02 г поливинилпирролидона, 0.114 г персульфата аммония в водяной бане при температуре 70°C.

Морфологию поверхности анализировали в растровом электронном микроскопе Helios NanoLab 660 и просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100. В результате чего было получено, что выход частиц сферической формы составляет порядка 90%, размер частиц варьируется от 400 до 2000 нм. Объемные частицы микропорошков представляли собой частицы в форме параллелепипеда и их обломков размером 400-1500 нм. Объемные частицы нанопорошков представляли собой также частицы в форме параллелепипеда и их обломков размером 10-40 нм. Полученные двухслойные полые частицы ZnO/SiO₂ имеют сферическую форму со средним размером от 800 до 1200 нм, часть из которых образует агломераты. Вероятно, связанные между собой аморфной фазой диоксида кремния.

Элементный анализ проведен с использованием энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии на электронном микроскопе фирмы Bruker, оснащенный детектором XFlash 5010 показал, что при синтезе полых частиц ZnO регистрируются пики, относящиеся к структуре вюрцита (пр. гр. P6₃mc), аморфные фазы отсутствуют Рентгенофазовый анализ

двухслойных частиц свидетельствует о формировании дополнительных фаз ZnSiO_3 и Zn_2SiO_4 в полых частицах ZnO/SiO_2 помимо основной фазы ZnO и широкого гало в районе 20° , определяющих наличие аморфной фазы. Наличие метасиликатных фаз говорит о химическом способе связи поверхностного слоя диоксида кремния и внутреннего слоя оксида цинка. Удельная поверхность, измеренная методом Брунауэра–Эммета–Теллера на приборе AutoSorb 6 ISA, составила $5\text{--}9\text{ м}^2/\text{г}$ для объемных частиц ZnO , $42\text{--}57\text{ м}^2/\text{г}$ для полых частиц ZnO и $48\text{--}54\text{ м}^2/\text{г}$ для синтезированных двухслойных полых частиц ZnO/SiO_2 . Рентгенофазовый анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре Philips X'Pert PRO MRD (40 кВ, 40 мА, CuK_α -излучение).

Спектры диффузного отражения получали на сканирующем двухлучевом спектрофотометре с двойным монохроматором Perkin Elmer Lambda 950 шагом 5 нм/с в диапазоне $250\text{--}2500\text{ нм}$. Для подготовки образцов порошки были компактированы под давлением 1 МПа , в стальные подложки высотой 4 мм и диаметром 17 мм . Облучение осуществляли на комплексном имитаторе факторов космического пространства “КИФК” [3] протонами с энергией частиц 100 кэВ флюенсом $5 \times 10^{15}\text{ см}^{-2}$ и электронами с энергией 50 кэВ флюенсом $(0.5, 1, 2, 3, 5, 7) \times 10^{16}\text{ см}^{-2}$, плотностью потока $1\text{--}4 \times 10^{12}\text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$, в вакууме $5 \times 10^{-5}\text{ Па}$. Значение интегрального коэффициента поглощения солнечного излучения (a_s) рассчитывали в соответствии со стандартами ASTM (E490-00a и E903-96).

Исходя из проведенного исследования, было заключено, что облучение протонами и электронами частиц оксида цинка различной формы приводит к образованию радиационных дефектов, концентрация которых увеличивается с увеличением удельной поверхности частиц и наличием исходных дорадиационных дефектов. Из этой серии объектов могут выпадать полые частицы, поскольку в них отсутствует материал внутри частиц, следовательно, будет образовано меньше радиационных дефектов. Значительный вклад в низкую деградацию может оказывать восстановление дефектов сразу после облучения в тонком слое материала. Образовавшиеся вакансии взаимодействуют с междоузельными дефектами, что приводит к уменьшению концентрации остаточных дефектов. Однако явный характер стабильности оптических свойств полых частиц можно оценить на основе вычислительных методов, в которых можно комбинировать степень обогащения O или Zn таких структур, выявить закономерности и энергии миграции разных типов дефектов.

Также установлено, что двухслойные полые частицы ZnO/SiO_2 обладают большей радиационной стойкостью к воздействию протонов по сравнению с объемными частицами оксида цинка микронных размеров. Более высокая радиационная стойкость при облучении протонами полых частиц по сравнению с микропорошками обусловлена релаксацией первичных радиационных дефектов в тонком слое сферы, а также отсутствием радиационных дефектов в объеме сферических частиц и малыми ионизационными потерями.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, госзадание № 122082600014-6 (FZMU-2022-0007).

1. Кондрашов, Э.К., Веренинова, Н.П. Терморегулирующие лакокрасочные покрытия класса «солнечный отражатель» // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2020. – № 2. – С. 24-28.
2. Михайлов, М.М. Способы повышения фото- и радиационной стойкости пигментов и терморегулирующих покрытий космических аппаратов // В сборнике: Актуальные вопросы проектирования автоматических космических аппаратов для фундаментальных и прикладных научных исследований. Посвящается 80-летию Акционерного общества «Науч.-произв. об-ние им. С. А. Лавочкина». - Москва: НПО им. С. А. Лавочкина, 2017. – С. 196-202.
3. Абраимов В.В., Негода А.А., Колыбаев Л.В. // Космическая наука и технология. – 1995. – Т. 1, № 2–6. – С. 76.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ ПРОВОЛОК ИЗ СПЛАВА TiNi ПРИ НАГРУЖЕНИЯХ КРУЧЕНИЕМ

¹Дьяченко Ф.А., ²Лобань В.В., ¹Семин В.О., ¹Остапенко М.Г., ²Чепелев Д.В., ¹Мейснер Л.Л.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Поиск и разработка новых материалов для медицинских имплантатов постоянно находятся в центре внимания материаловедов. В частности, в области эндоваскулярной и кардиососудистой хирургии применяются сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi), проявляющие уникальные неупругие свойства – эффекты памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ).

При эксплуатации имплантаты из сплавов TiNi подвергаются механическим и химическим воздействиям, что приводит к разрушению медицинских изделий. Поверхностное легирование сплавов TiNi способствует повышению их прочностных и функциональных свойств, но также может приводить к понижению интегральных физико-механических и неупругих характеристик.

Модифицировать поверхность сплавов TiNi, без критического влияния на интегральные характеристики сплавов, можно с использованием аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового (АТП-ЭП) способа синтеза поверхностных сплавов (ПС) на основе систем из Ti, Ni и Ta. Тем не менее нет достаточных сведений о поведении системы [ПС/TiNi-подложка] при макроскопических механических испытаниях. В частности, не установлено, какое влияние оказывает ПС на изменение неупругих свойств (ЭПФ-СЭ) сплава TiNi при испытаниях на кручение.

Цель работы – исследовать влияние электронно-пучковых обработок на деформационное поведение и сверхэластичность проволок из сплава TiNi при квазистатических и циклических нагружениях кручением.

В работе показано, что в исходных проволочных TiNi-образцах (диаметром $d = 0,65$ и $0,95$ мм), в диапазоне от 15 до 20 циклов величины мартенситной деформации, накопленной при нагружении и возвращенной при разгрузении, различаются не более чем на $\sim 0,4$ и $\sim 0,2\%$, соответственно. В образцах после синтеза ПС на основе системы Ti-Ni-Ta разница между накопленной и возвращенной деформациями составляет $\sim 0,4$ и $\sim 0,1\%$, соответственно. Полученный результат является положительным и означает сохранение уровня исходных неупругих характеристик у TiNi-подложки после синтеза ПС.

Качественный и количественный анализ диаграмм τ - γ «нагружения–разгружения» при кручении проволок разного диаметра показал, что наличие синтезированных ПС приводит к увеличению параметров τ_m и $\Delta\tau$ (τ_m – напряжение начала накопления мартенситной деформации, $\Delta\tau$ – механический гистерезис напряжения) в проволочных образцах диаметром $d = 0,65$ мм. Синтезированные ПС на проволочных образцах диаметром $d = 0,95$ мм не привели к явному изменению формы диаграмм τ - γ , а также не оказали критического влияния на основные механические и неупругие характеристики сплава TiNi.

На основе полученных данных сделан вывод, что наличие ПС, синтезированных на TiNi-подложке АТП-ЭП способом, не оказывает критического влияния на неупругие свойства сплава TiNi, сохраняя их уровень близкий к исходному, что является положительным результатом.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛОВ АЛЮМИНИЙ-СТАЛЬ

Елисеев А.А., Амиров А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Использование биметаллических материалов на настоящий момент представляет существенный интерес для промышленности. Поскольку биметаллы являются композитными материалами, состоящими из двух и более слоёв различных металлов или сплавов, они сочетают в себе свойства этих составляющих и могут быть использованы в конструкциях. Например, биметаллы типа алюминий-сталь используются в судостроении, машиностроении, приборостроении, а также имеют перспективы для применения в аэрокосмической промышленности. Получение таких материалов затруднено в связи с образованием хрупких интерметаллидов на границе раздела разнородных слоёв и появлением высоких напряжений в этой области при сварке плавлением. Данных эффектов можно избежать при помощи сварки трением с перемешиванием.

При сварке трением с перемешиванием материал заготовки пластично деформируется без плавления, в результате чего формируется механическая смесь. Прочность данного соединения может зависеть от интенсивности перемешивания в процессе сварки, которое связано с эффективностью адгезии материала заготовки к сварочному инструменту при массопереносе. Таким образом, прочность соединения можно улучшить, усилив перемешивание при сварке без дополнительного нагрева. Этого можно добиться вводом мощных ультразвуковых колебаний в заготовку при сварке, которые приводят к интенсификации деформации в результате акустопластического эффекта.

В данной работе были получены биметаллы алюминий-сталь из листового проката сплава АМг5 и стали 12Х18Н10Т толщиной 2,5 мм при помощи сварки трением с перемешиванием. Сварка осуществлялась через лист алюминий. Ультразвуковое воздействие осуществлялось путем жесткого закрепления волновода магнитострикционного преобразователя на свободном крае заготовки. Частота ультразвукового воздействия составила 21 КГц, мощность – 1 кВт. В ходе исследования варьировалась скорость подачи инструмента от 150 мм/мин до 300 мм/мин. Для выявления структуры биметаллов использовались методы металлографии и растровой электронной микроскопии. Для выявления прочности образцов проводились механические испытания на растяжение.

Обнаружено, что увеличение осевой нагрузки и уменьшение скорости подачи может привести к увеличению прочности соединений. Однако дальнейшее уменьшение скорости подачи привело к излишнему тепловыделению и перегреву материала вплоть до плавления и к образованию оксидов алюминия в зоне сварки, а также к разупрочнению шва. В результате корректировки режима максимальная прочность соединения составила 68% от прочности алюминиевого сплава.

Ультразвуковое воздействие в целом привело к разупрочнению швов. Анализ границы раздела разнородных слоёв показал, что ультразвуковое воздействие привело к уменьшению сложности границы раздела. Кроме того, обнаружено, что площадь поверхности разрушения в соединениях, полученных с ультразвуковым воздействием, уменьшилась по сравнению с образцами, полученными без него. Всё это свидетельствует о том, что ультразвук привёл к ухудшению перемешивания разнородных материалов и ухудшению переноса алюминия на сталь. Это свидетельствует о менее интенсивном переносе металла. Данные эффекты могли быть вызваны антифрикционным эффектом ультразвука, который заключается в уменьшении коэффициента трения и ухудшению схватывания материалов.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-4395.2022.4.

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СУПЕРСПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Елисеев А.А., Амиров А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Классические методы получения соединений из титановых сплавов зачастую осложняются относительно невысоким качеством соединений, так как в них имеются большие остаточные напряжения. Возможным решением указанной проблемы является использование сварки трением с перемешиванием, которая уже активно используется для алюминиевых сплавов. Однако в случае с титановыми сплавами данная сварка осложнена сильным износом инструмента из-за высоких нагрузок и температур. Ранее для изготовления инструментов был предложен никелевый суперсплав ЖС6У, который показал хорошие результаты, но долговечность инструмента пока что не позволяет использовать его в промышленности. В данной работе проведены исследования износа инструмента из никелевого суперсплава ЖС32, который имеет большую жаропрочность, чем сплав ЖС6У, а также исследования износа инструмента из никелевого суперсплава ЖС6У с жидкостным охлаждением при сварке трением с перемешиванием технического чистого титана.

Инструменты в целом позволили сварить 2790 мм титана без разрушения, хотя инструмент из ЖС6У с жидкостным охлаждением был подвержен износу значительно меньше, чем инструмент из сплава ЖС32 с повышенными жаропрочными характеристиками. В обоих случаях наибольшему износу подвергалась область основания пина – при сварке пин терял конусность, а на плечах образовалась выемка глубиной около 1 мм. При этом инструмент с жидкостным охлаждением сохранял конусность пина значительно дольше. Кроме того обнаружено, что в результате нагрева инструментов при сварке произошёл рост структурных элементов. В частности, увеличались размер колоний дендритов и расстояния между осями дендритов 1-го и 2-го порядков.

Различный износ инструмента приводил к различному изменению макроструктуры соединений. При использовании инструмента из ЖС32 количество и размеры макродефектов были больше, чем при использовании инструмента из ЖС6У с жидкостным охлаждением. Это происходило благодаря тому, что инструмент с жидкостным охлаждением изнашивался меньше и сохранял свою исходную геометрию дольше. В результате адгезионный массоперенос оставался стабильным дольше. Это в свою очередь привело к более стабильной прочности швов. Было показано, что при использовании инструмента из ЖС32 резкое падение прочности швов происходит после ≈ 1600 мм из-за резкого увеличения дефектов. При этом при использовании инструмента с жидкостным охлаждением резких падений прочности выявлено не было на всем промежутке сварки, т.е. на промежутке длиной около 2,8 м. В целом показано, что применение жидкостного охлаждения при сварке трением с перемешиванием позволяет увеличить срок службы инструментов лучше, чем использование инструментов из более дорогих сплавов с повышенной жаропрочностью.

Исследование характера износа выявило его адгезионно-диффузионный характер. В результате была предложена схема износа, основанная на образовании диффузионного слоя между титаном и инструментом при сварке, который при массопереносе отрывается от инструмента, что приводит к его износу.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МАКРОСТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО И ТИТАНОВОГО СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПОМОЩИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Елисеев А.А., Ермакова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиево-титановые разнородные сварные швы имеют большие перспективы развития и представляют большой интерес для использования в автомобилестроении, судоходстве и в аэрокосмической промышленности, так как обладают высокой удельной прочностью, термостойкостью и стойкостью к окислению. Получение таких соединений традиционными видами сварки осложнено из-за значительных различий в термодинамических характеристиках алюминия и титана. Кроме того, в полученных сварных швах образуется слой хрупких интерметаллидов, разупрочняющих соединение.

Решить проблему получения разнородных соединений можно при помощи сварки трением с перемешиванием (СТП). Поскольку в процессе сварки трением с перемешиванием не происходит плавления, она позволяет избежать образования большого количества интерметаллидов и больших остаточных напряжений. Однако у СТП есть также свои ограничения, которые связаны с подбором параметров. Для увеличения прочности соединения необходимо улучшить перемешивание материала без его перегрева. Этого можно добиться уменьшением скорости сварки, но тогда алюминий может перегреваться и удаляться из шва. Одна из возможных модификаций, применяемая для улучшения качества сварного шва, полученного методом СТП, это сварка трением с перемешиванием с ультразвуковым воздействием (СТПУЗ). Ультразвуковое воздействие при СТП может интенсифицировать пластическое течение материала вокруг сварочного инструмента. Однако влияние ультразвука на макроструктуру соединения пока мало изучено.

В данной работе были получены соединения из листового проката титанового сплава ВТ1-0 и алюминиевого сплава АМг5 толщиной по 2,5 мм. Сварка осуществлялась внахлест со стороны алюминия. Для получения соединений варьировались технологические параметры сварки – скорость вращения инструмента (от 500 об/мин до 750 об/мин), скорость подачи (от 100 мм/мин до 300 мм/мин) и аксиальная нагрузка на инструмент (от 1500 кгс до 1800 кгс). Исследовалась прочность образцов при помощи механических испытаний на растяжение. Также исследовалась структура соединений методами металлографии и растровой электронной микроскопии.

Обнаружено, что ультразвуковое воздействие может приводить как к уменьшению ширины шва, глубины погружения и сложности границы раздела разнородных слоёв, так и к их увеличению. Это можно объяснить конкурированием акустопластического эффекта и антифрикционного эффекта, которые влияют на перемешивание материала. Также обнаружено, что в соединениях, полученных без ультразвукового воздействия, сложность границы раздела обратно пропорциональна тепловложению при сварке. Результаты механических испытаний показали, что ультразвуковое воздействие привело к уменьшению прочности соединений на 5%-27%. Наиболее сильно ультразвуковое воздействие уменьшило прочность в тех соединениях, где наблюдалось уменьшение сложности границы раздела. В целом наблюдалось, что сложность границы раздела пропорциональна прочности соединений.

Результаты ЭДС-картирования показали наличие механически смешанных слоёв на границе раздела разнородных сплавов. В этих слоях были обнаружены интерметаллиды, по составу близкие к интерметаллидной фазе $TiAl_3$.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006.

СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ С РАЗЛИЧНОЙ УКЛАДКОЙ, ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Еремин А.В., Бурков М.В., Кононова А.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Использование полимерных композиционных материалов постоянно возрастает и они находят применение в различных промышленных сферах, например, при производстве транспорта, спортивного инвентаря и т.п. В авиастроении высокопрочные слоистые композиты на основе углеродных и стеклянных волокон используются в конструкции крыла, фюзеляжа и оперения, что может составлять 50% от общей массы самолета (Boeing 787 и Airbus A350XWB). Существенным недостатком композитов на эпоксидном связующем является их низкая ударная вязкость и чувствительность к наличию ударных повреждений. Альтернативным материалом может выступать композит на основе термопластичной матрицы в качестве которой отлично подходит полиэфирэфиркетон (ПЭЭК). Он обладает достаточно высокой прочностью, пластичностью, способен работать при повышенных и пониженных температурах, обладает хорошим сопротивлением усталостному разрушению. Кроме того, использование термопластичных матриц дает новые производственные возможности при изготовлении изделий из композитов.

Поэтому важно исследовать возможности нового материала с точки зрения его ударных свойств, а также в работе изучено влияние порядка укладки слоев композита на сопротивление удару и величину остаточной прочности при сжатии.

Задачи исследования ударных характеристик и механического поведения после появления повреждения (остаточная прочность) актуальны в современных исследованиях. В литературе рассматриваются различные варианты, например, изучается влияние волокон на характер повреждения и разрушения при ударе [1], влияние подкрепляющих элементов на ударные свойства [2], модификация механических характеристик и ударной вязкости путем выращивания нанотрубок на поверхности волокна [3], и др.

Композиты на основе полиэфирэфиркетона и углеродного волокна использовались в виде препрегов марки Toray TC1200. Препреги нарезались на листы требуемого размера, вручную укладывались и формовались методом горячего прессования на термопресе Gotech 7014 при температуре 385°C и давлении 0,7 МПа. Заготовки после изготовления разрезались на пластины для испытаний размерами 150×100 мм. Толщина образцов составляла 4,4 мм.

Ударные испытания, а также испытания по определению остаточной прочности на сжатие после удара были выполнены в соответствии со стандартами ASTM D 7136 и D7137. Укладка, которую рекомендует стандарт [-45/0/45/90]_{4s}. В качестве альтернативных вариантов были выбраны 5 дополнительных укладок, чтобы исследовать поведение материала в зависимости от расположения слоев, а также оценить влияние интерфейса между соседними слоями.

1. [0/-45/90/45]_{4s} – измененный первый вариант со смещением, чтобы наружный слой был в 0 направлении, но сохранялся интерфейс между слоями в 45°.
2. [-45/45/0/90]_{4s} – внешний слой, как и в первом варианте, расположен под углом 45°, интерфейс между слоями составляет 90°.
3. [0/90/45/-45]_{4s} – внешний слой, как во втором варианте, расположен под углом 0°, интерфейс между слоями составляет 90°, как в варианте 3.
4. [-45/45/-45/45/0/90/0/90]_{2s} – вынесение слоев под углами -45/45 на внешний пояс пластины, тогда как слои 0 и 90 находятся в центральной части.
5. [0/90/0/90/-45/45/-45/45]_{2s} – вынесение слоев под углами 0 и 90 на внешний пояс пластины, тогда как слои -45/45 находятся в центральной части.

Выбранные укладки также испытывались на четырехточечный изгиб, изгиб коротких образцов (short beam strength) для определения прочности и модуля упругости при изгибе. Итоговые данные по полученным механическим свойствам представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства ПЭЭК с различными видами укладок

Тип укладки	Прочность коротких образцов (SBS), МПа	Прочность при четырехточечном изгибе, МПа	Модуль упругости при четырехточечном изгибе, ГПа	Остаточная прочность на сжатие, МПа
$[-45/0/45/90]_{4S}$	91,83	698	65,91	272,60
$[0/-45/90/45]_{4S}$	93,12	926	74,56	253,18
$[-45/45/0/90]_{4S}$	86,47	849	61,42	253,06
$[0/90/+45/-45]_{4S}$	90,47	923	71,85	270,74
$[-45/45/-45/45/0/90/0/90]_{2S}$	85,31	879	52,51	267,81
$[0/90/0/90/-45/45/-45/45]_{2S}$	93,15	861	75,96	268,27

По результатам проведенных испытаний можно заключить, что наиболее перспективной укладкой из представленных является $[0/90/0/90/-45/45/-45/45]_{2S}$, когда внешние слои состоят из преимущественно 0/90, а внутренние из -45/45. Внешние слои дают композиту повышенную жесткость и общую прочность, высокие значения нагрузки для формирования повреждения, а также небольшую площадь повреждения. При этом величина поглощаемой энергии и остаточная прочность остается примерно на уровне стандартной укладки.

Неожиданным является тот факт, что $[-45/45/-45/45/0/90/0/90]_{2S}$ также продемонстрировала неплохие результаты. Это может объясняться тем, что материал не очень жесткий и поэтому способен хорошо амортизировать ударное повреждение. Деформация внешних слоев $[-45/45]$ при растяжении и сжатии происходит более сложным образом, чем $[0/90]$, что также позволяет эффективнее поглощать энергию удара, а поврежденные внешние слои в меньшей степени оказывают влияние на остаточную прочность, которая обеспечивается сердцевиной.

Влияние различных видов укладки нелинейно, имеют высокую вариативность в применении, а также не всегда приводит к очевидному результату в связи с влиянием большого числа факторов. Низкоскоростное ударное воздействие процесс преимущественно протекающей по механизму изгиба, который одновременно происходит по всем направлениям. Это приводит к сложным модам деформации и разрушения, зависит от амортизирующих свойств пластины и прочности как наружных, так и внутренних слоев. Также существенно влияет то, какие слои и на каком расстоянии находятся от нейтральной плоскости.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ №21-79-10385.

1. Effect of fibres on the failure mechanism of composite tubes under low-velocity impact / J. Xiao, H. Shi, L. Tao, L. Qi, W. Min, H. Zhang, M. Yu, Z. Sun // Mater. – 2020. – Vol. 13. – I. 18. – 4143. – DOI: 10.3390/ma13184143.
2. High-velocity impact response of CFRP panels reinforced with stiffeners / C. Wang, T. Ren, Y. Miao, T. Suo, Z. Tang, Y. Li // Compos. Struct. – 2020. – Vol. 246. – 112392. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2020.112392.
3. Effect of electrophoretic deposition followed by solution pre-impregnated surface modified carbon fiber-carbon nanotubes on the mechanical properties of carbon fiber reinforced polycarbonate composites / Y. Wu, D. Dhamodharan, Z. Wang, R. Wang, L. Wu // Composites, Part B – 2020. – Vol. 195. – 108093. – DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.108093.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Y-Nd ПОСЛЕ ЭКСТРУЗИИ

¹Ерошенко А.Ю., ¹Легостаева Е.В., ¹Глухов И.А., ¹Уваркин П.В., ¹Толмачев А.И.,
^{1,2}Лугинин Н.А., ³Schmidt J., ^{1,2}Шаркеев Ю.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany

В настоящее время разработка новых биоразлагаемых материалов с необходимым комплексом физико-механических и биологических свойств для медицинского применения является актуальной задачей современного материаловедения. Сплавы на основе магния лучше всего отвечают требованиям биосовместимости и механической совместимости [1]. Для магниевых сплавов модуль упругости составляет 40-45 ГПа, что достаточно близко к модулю упругости кости. Одним из важных преимуществ таких сплавов является резорбция в организме, что не требует в дальнейшем повторных хирургических операций. Это особенно важно при использовании таких материалов для сердечно-сосудистой, скелетно-мышечной и общей хирургии. Однако магниевые сплавы имеют недостаточно высокий уровень прочностных свойств, что ограничивает их широкое применение в медицине. Например, легирующие добавки редкоземельных металлов в магний, такие как иттрий, неодим, церий и т.д. приводят к некоторому улучшению прочностных характеристик, однако при этом не всегда заданный уровень механических свойств достигается.

Повышение механических свойств магниевых сплавов эффективно осуществляется за счет получения ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в результате применения различных деформационных обработок, включая такие методы интенсивной пластической деформации, как равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультисековая ковка (abc-прессование), экструзия и т.д. [2, 3]. При этом удастся значительно повысить конструктивную прочность магниевых сплавов без легирования токсичными элементами для организма.

В работе представлены результаты термостабильности биорезорбируемого магниевого сплава системы Mg-Y-Nd, подвергнутого экструзии. В качестве объекта исследования был выбран сплав (wt.%): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe 0,2; Al <0,6. Обработка сплава экструзией обеспечила значительное повышение механических свойств в магниевом сплаве, как прочности, так и пластичности [4]. Так для сплава Mg-Y-Nd в рекристаллизованном состоянии: $\sigma_{02}=150$ МПа, $\sigma_6=230$ МПа, $\varepsilon=12\%$, а в экструдированном состоянии $\sigma_{02}=220$ МПа, $\sigma_6=340$ МПа, $\varepsilon=21\%$.

Показано, что в деформированном экструзией магниевом сплаве Mg-Y-Nd формируется мелкозернистое состояние, в котором доля ультрамелкозернистых зерен основной фазы магния α -фазы с размерами менее 1 мкм составляет до 50 % от объема. Характер микроструктуры бимодальный. На оптических изображениях наблюдаются два типа структурных элементов: зерна со средним размером 17 мкм и более мелкие зерна со средним размером 1 мкм, которые образуют текстурированные «полосы». Согласно данным ПЭМ, микроструктура экструдированного сплава Mg-Nd-Y представлена зернами на основе твердого раствора α -Mg (ГПУ-решетка) и интерметаллидными фазами, обогащенных Y и Nd, которые идентифицируются как частицы $Mg_{24}Y_5$ (ОЦК-решетка). Кроме частиц $Mg_{24}Y_5$ в структуре наблюдаются три типа метастабильных фаз: эвтектическая равновесная β -фаза ($Mg_{14}Nd_2Y$, ГЦК-решетка) в виде сетки выделений; выделения β' -фазы $Mg_{12}YNdY$ (орторомбическая решетка) глобулярной морфологии и пластины β_1 -фазы Mg_3NdY (ГЦК-решетка).

Установлено, что термическое воздействие в интервале температур 100–450°C в течение 1 часа не оказывают влияния на общий характер структуры в сплаве Mg-Y-Nd, но способствует увеличению линейных размеров вторичных выделений β - β' -и β_1 -фаз при сохранении среднего размера зерна основной α -фазы. В диапазоне температур 300–450°C

наблюдается структурно-фазовая перестройка, характеризующаяся трансформацией морфологии β - β' -и β_1 -фаз.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Zheng Y., Gu X., Witte F. Biodegradable metals // Mater. Sci. Eng. R: Reports. – 2014. – Vol. 77. – P. 1-34. – DOI:10.1016/j.mser.2014.01.001.
2. Increasing strength and ductility of magnesium alloy WE43 by equal-channel angular pressing / N.S. Martynenko, E.A. Lukyanova, V.N. Serebryany // Mater. Sci. and Eng: A. – 2018. – Vol. 712. – pp. 625-629. – DOI:10.1016/j.msea.2017.12.026.
3. Bohlen J., Yi S., Letzig D., Kainer K. Effect of rare earth elements on the microstructure and texture development in magnesium-manganese alloys during extrusion // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527. – P. 7092-7098. – DOI: 10.1016/j.msea.2010.07.081.
4. Влияние интенсивной пластической деформации экструзией на микроструктуру и физико-механические свойства биорезорбируемых магниевых сплавов Mg-Y-Nd и Mg-Ca / Н.А. Лугинин, А.Ю. Ерошенко, Е.В. Легостаева // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2022. – Т. 19. – № 4. – С. 481–490. – DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.007.
5. Jian-Feng Nie. Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2012. – Vol. 43. – P. 3891-3939. – DOI: 10.1007/s11661-012-1217-2.

РАЗРАБОТКА И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr

Жихарева И.Г., Шмидт В.В., Денисенко Д.В., Щипанов В.П., Федоров А.Д., Неустроев А.И.
Тюменский индустриальный университет, Тюмень

Развитие современной индустрии невозможно без новых материалов. Самыми востребованными являются композиционные материалы и наноматериалы. Достоинством первых из них является высокое качество продукции и сравнительная дешевизна. Достоинством наноструктурных покрытий является полифункциональность эксплуатационных свойств, доступная технология и экономичность. В свою очередь функциональные свойства тесно связаны с механизмом формирования нанокластеров и размерных эффектов. Данная работа посвящена разработке и исследованию наноструктурных электролитических покрытий с функциональными свойствами.

Цель работы. Разработать технологию получения и изучить влияние методов получения покрытий сплавами Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr на механизм образования наноструктуры и связь механизма с конкретными функциональными свойствами исследуемых материалов.

Основные требования, предъявляемые к свойствам сплавов: 1) Fe-Ni – высокая микротвердость и сопротивляемость коррозии в морской воде и солевой среде, низкий порог хладноломкости, наличие наноструктуры и зависимости физических, механических и химических свойств наноматериала от размера составляющих его частиц. 2) Co-Mn – высокое содержание фазы α -Co, наноструктура, наличие регулируемой концентрации аморфно-метастабильной фазы (АМФ) Co(OH)_2 . 3) Ni-Cr – высокая твердость отдельных участков микроструктуры материала, наноструктурность, заданный перечень фаз, который есть в данном сплаве и химический состав.

В ходе выполнения работы цель была достигнута за счёт: 1) нового метода получения – высокочастотного переменного тока (ВПТ) – сплавы Fe-Ni, Co-Mn; 2) специальных добавок (карбамид, Н-кислота) – сплав Ni-Cr; 3) регулируемого количества аморфизированной фазы – сплав Co-Mn.

Осаждение проводилось из простых сульфатных и хлоридно-сульфатных электролитов. Исследовались химический и фазовый состав, микроструктура, наноструктура и некоторые физические свойства (таблица 1).

Таблица 1. Химический и фазовый состав сплавов Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr

№	Сплав. Метод получения. Условие.	Химическое содержание элементов, %	Фазовый состав		Размер нанокласт еров, нм	Толщина δ , мкм
			Фазы	Масс. %.		
1	Fe-Ni ВПТ $f=5\text{кГц}$	87-13	α -Fe ϵ -Fe	77 23	10-12	2-1500
2	Fe-Ni ВПТ $f=9\text{кГц}$	84-16	α -Fe ϵ -Fe	68 32	8- 10	2-1500
3	Co-Mn ВПТ о-АСК	97,5-2,5	α -Co β -Co α -Mn Co(OH)_2	96 - 2,3 1,5	25-30	2-10
4	Co-Mn СМ о-АСК	99,1-0,9	α -Co β -Co α -Mn Co(OH)_2	74 20 1,2 3,8	50-80	2-6
5	Ni-Cr СМ $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$	75-25	β -Ni NiO, АМФ	89 3,3 7,6	50-80	20-40

6	Ni-Cr CM H-кислота	38-62	α -Cr β -Ni CrO ₃	67 28 3,5	80-100	20-50
---	--------------------------	-------	---	-----------------	--------	-------

Из анализа экспериментальных данных [1] следует, что наноструктура сплавов Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr формировалась по разным механизмам:

1) Особенность механизма образования электролитического сплава Fe-Ni является образование новой ГПУ-фазы ϵ -Fe вследствие фазового перехода (ф.п.) α -Fe. Ранее эта экзотическая фаза была обнаружена во внутреннем ядре Земли, железных метеоритах, и была получена в лабораторных условиях при $p=11-11,5$ ГПа, $T=750$ К; но при снятии давления происходит обратный ф.п. ϵ -Fe $\rightarrow\alpha$ -Fe [2].

2) Co-Mn – лучшее покрытие получено методом ВПТ. Новых фаз не образуется, но появляется возможность управления процентным содержанием фазы α -Co при помощи (ПАВ – о-АСК) Роль последней – поддержание рН прикатодного слоя на требуемом уровне для связывания H₂. При наличии тонких пленок сплав Co-Mn должен обладать отличными магнитными и каталитическими свойствами.

3) Покрытия Ni-Cr с высокими механическими свойствами можно спрогнозировать с помощью теории ориентированной электролиза (ТОЭ) [3,4]. Величина твердости отдельных участков микроструктуры материала четко коррелирует с энергетической характеристикой – эффективной поверхностной энергией $\bar{\sigma}_{hkl}$: чем она больше, тем выше микротвердость.

Исходя из проведенной работы используя метод ВПТ были получены наноструктурные покрытия сплавами Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr, которые подходят по критериям к криогенным коррозионно-защитным покрытиям и способны по технологическим характеристикам и экономичности заменить применяемый в данный момент большой кластер разнообразных по своим физико-химическим свойствам материалов.

1. Разработка антикоррозионных покрытий, эксплуатируемых в условиях Арктики / И. Г. Жихарева, Д. В. Денисенко, В. В. Шмидт [и др.] // Вестник Технологического университета. – 2022. – Т. 25, № 9. – С. 31-35.
2. Успехи физики металлов / Кауфман Л., Коэн М. – Москва: изд.-во СО РАН, 2017. – 289 с.
3. Свистунова Т. В., Шлямнев А. П. Развитие и применение коррозионно-стойких сталей и сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2010. – №. 7. – С. 9-18.
4. Structural and hyperfine study of the FeNi₃ nanostructured alloy / Velez G. Y. et al. // Revista Mexicana de Física. – 2012. – Т. 58. – №. 2. – С. 108-111.

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МИКРОТВЕРДОСТИ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА «NiCr/Al», ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

¹Загибалова Е.А., ¹Астафурова Е.Г., ¹Реунова К.А., ²Астапов Д.О.,

²Гуртова Д.Ю., ¹Колубаев Е.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) была получена стенка биметаллического градиентного материала «NiCr/Al» с линейными размерами 40×15×6 мм. В процессе ЭЛАП осуществлялась двухпроводочная подача проволок NiCr и Al диаметром 1,2 мм. Процесс ЭЛАП проводился на лабораторной установке, разработанной в Институте физики прочности и материаловедения (ИФПМС СО РАН, г. Томск) при следующих технологических параметрах: ток пучка I понижался с 75 мА до 47 мА для проволоки NiCr и до 14 мА для Al проволоки, ускоряющее напряжение $U = 30$ кВ, скорость подачи проволоки $V_w = 5,8$ мм/с, развертка пучка эллиптическая от центра диаметром 5 мм, частота развертки – 100 Гц. В качестве подложки была выбрана аустенитная нержавеющая сталь. В процессе выращивания стенки сначала было осаждено 10 слоев NiCr проволоки, далее 10 слоев Al проволоки. В результате чего была получена биметаллическая стенка с переходной зоной NiCr+Al. Из стенки в поперечном сечении к направлению выращивания были вырезаны образцы. Далее они были механически отшлифованы и отполированы на мелкодисперсных пастах. Травление образцов осуществлялось в царской водке. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа (Altam MET 1C) и сканирующего электронного микроскопа (LEO EVO 500, Zeiss), оснащенного приставкой для энергодисперсионного микроанализа. Для изучения микротвердости методом Виккерса (нагрузка на индентор 100 г, время нагрузки 10 с) был использован микротвердомер Duramin 5.

В результате травления образцов была выявлена слоистая структура: слой NiCr со слабой травимостью, далее наблюдался слой с повышенной травимостью, в котором осуществлялось сплавление двух проволок NiCr и Al, и слой Al, для которого характерны крупные зерна, вытянутые вдоль направления роста ЭЛАП-заготовки. При рассмотрении профилей микротвердости было выявлено, что в области NiCr величина микротвердости H_v составляет $\approx 2,0 \pm 0,3$ ГПа. Далее, при перемещении к области NiCr+Al наблюдается резкий скачок микротвердости от 6 ГПа до 10 ГПа. В области стенки, сформированной подачей Al проволоки, величина микротвердости плавно снижается от 0,85 ГПа до 0,55 ГПа при перемещении индентора по направлению к верхней части заготовки. Такое плавное снижение микротвердости свидетельствует о том, что происходит упрочнение твердого раствора или формирование композиционной структуры в алюминиевой части заготовки области вблизи границы сплавления двух проволок. Элементный состав материала в верхней части образца (проволока Al) близок к составу проволоки, использовавшейся для ЭЛАП. Для этой области образца характерны низкие концентрации Ni и Cr и высокое содержание Si, что отличает данную область от химического состава Al проволоки. Присутствие данных элементов в этой области образца обусловлено процессом перемешивания проволок NiCr и Al в ванне расплава в процессе наплавки, а также диффузией элементов в процессе нагрева и охлаждения заготовки. Высокая растворимость Ni в области Al проволоки способствует формированию фазы ГЦК-Al(Ni) с суммарной концентрацией легирующих элементов около 1 ат. %. Ближе к границе между областями Al и NiCr+Al формируется сложная структура, состоящая из ГЦК-Al(Ni) (α) с включениями Al_3Ni . При этом объемная доля Al_3Ni увеличивается по мере приближения к области NiCr+Al. Наиболее вероятными фазами в области NiCr+Al являются интерметаллиды NiAl (β) или Ni_3Al (γ'). Вблизи макроскопической границы между областями NiCr+Al и Al более светлые области (дендриты) содержат 43-50 ат. % Ni, 35-54 ат. % Al и 12 ат. % Cr, в связи с этим основной

фазой является $\text{NiAl}(\beta)$, легированный Cr. В области сплавления проволоки NiCr наблюдается формирование фазы ГЦК-Ni(Cr).

Таким образом, в настоящей работе была исследована микроструктура, фазовый состав и микротвердость биметаллического материала, полученного методом ЭЛАП с двухпроволочной подачей NiCr и Al. В части заготовки, соответствующей NiCr, была сформирована широкая интерметаллидная область, состоящая из фаз NiAl и Ni_3Al . В части заготовки, где наплавлялась проволока Al, вблизи области сплавления двух проволок сформировалась композиционная структура Al с интерметаллидами Al_3Ni . Интерметаллидная часть заготовки обладает высокой микротвердостью ($H_v = 10$ ГПа) и дендритной микроструктурой, не содержащей трещин и пор. Эти результаты показывают, что метод двухпроволочной ЭЛАП открывает перспективу быстрого и относительно простого изготовления объемных интерметаллических материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2022-0005.

ВЛИЯНИЕ ИПДК НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ Fe

¹Зайнуллина Л.И., ¹Полякова В.В., ²Дун Ю., ¹Александров И.В.

¹ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, Уфа

²Нанкинский технический университет, Нанкин, КНР

Во многих отраслях промышленности титан и титановые сплавы используются в качестве важнейших конструкционных материалов за счет сочетания в себе высокой удельной прочности, термостойкости и коррозионной стойкости [1,2]. Однако титан обладает рядом недостатков таких, как сильное взаимодействие с кислородом/азотом во время обработки при повышенных температурах, низкая теплопроводность, возможность проявления аллотропного превращения, что в последующем приводит к сложному и прерывистому процессу распада сплава. При этом, стоимость титановых сплавов остается на высоком уровне и в конечном итоге ограничивает их широкое применение. Вследствие этого, уже несколько десятилетий учеными ведутся поиски недорогих титановых сплавов для широкого применения [3,4]. Добавление дешевых легирующих элементов является одним из основных методов снижения стоимости титановых сплавов. Как правило, в качестве добавок в многокомпонентные системы титановых сплавов обычно выбирают Fe для повышения прочности и обрабатываемости. В последние годы простые и недорогие бинарные сплавы системы Ti-Fe привлекают все больше внимания [5]. Повысить свойства титана и титановых сплавов можно интенсивной пластической деформацией (ИПД). Кручение под высоким давлением (КВД) относится к одному из методов ИПД, сочетающих высокое давление со сдвиговой деформацией. ИПД кручением всегда приводит сильному измельчению зерна и может приводить к различным фазовым переходам [6].

В данной работе было исследовано влияние ИПДК на особенности эволюции микроструктуры и механических свойств сплавов системы Ti-Fe с различным содержанием Fe.

Для исследования в данной работе были получены сплавы системы Ti-Fe, выплавленные в вакуумной электродуговой печи, затем прокованные и прокатанные в прутки диаметром 20 мм. Интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) проводили при комнатной температуре со степенью деформации $e_{log} = 4,65$ с приложенным давлением 6 ГПа.

Для установления особенностей изменения микроструктуры использовали современные методики металлографического и рентгеноструктурного анализа. Эволюцию микроструктуры исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Рентгеновскую съемку проводили при ускоряющем напряжении 40 кВ, токе 40 мА при комнатной температуре с использованием рентгеновского дифрактометра Bruker D2 Phaser. Съемку проводили в пределах углов дифракции 2θ от 10° до 145° с шагом 0.02° и временем экспозиции на точку 10 с. Механические характеристики определяли путем измерения микротвердости на микротвердомере Emco-Test DuraScan 50 и проведения испытаний на одноосное растяжение на установке Instron 8801.

В рамках данной работы были изучены структурно-фазовые превращения в сплавах системы Ti-Fe с различной концентрацией легирующего элемента, подвергнутых ИПДК. Выявлены ключевые особенности микроструктуры. Обнаружено, что ИПД приводит к закономерному снижению размера зерна до менее 100 нм. При этом наблюдается снижение интенсивности и уширение рентгеновских пиков, связанные с повышением плотности дислокаций и внутренними микроискажениями в структуре. Также были выполнены исследования влияния ИПДК и концентрации железа на механические свойства. Было обнаружено, что с увеличением содержания Fe деформационное поведение сплава характеризуется повышением прочности с одновременным сохранением пластичности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041,

<https://rscf.ru/project/23-43-00041/>.

1. Microstructure evolution and mechanical behaviour of severely deformed pure titanium through multi directional forging / I. Ansarian, M.H. Shaeri, M. Ebrahimi, P. Minárik, K. Bartha // *J. of All. and Comp.* – 2019. – Vol. 776. –P. 83–95. – DOI:10.1016/j.jallcom.2018.10.196.
2. Enhanced ambient temperature creep resistance of α/β -Ti alloys induced by minor Fe / S. Huang, Y. Ma, J. Qiu, H. Wang, J. Lei, B.Y. Zong, R. Yang // *Mat. Sci. and Eng.:A.* – 2017. – Vol. 705. – P. 169–175. – DOI:10.1016/j.msea.2017.08.076.
3. Influence of Fe content and particle size the on the processing and mechanical properties of low-cost Ti–xFe alloys / P.G. Esteban, E.M. Ruiz-Navas, E. Gordo // *Mat. Sci. and Eng.:A.* – 2010. – Vol. 527. – Issues 21–22. – P. 5664–5669. – DOI:10.1016/j.msea.2010.05.026.
4. Microstructural evolution and mechanical properties of bulk and porous low-cost Ti–Mo–Fe alloys produced by powder metallurgy / Sh. Ehtemam-Haghighi, H. Attar, I.V. Okulov, M.S. Dargusch, D. Kent // *J. of All. and Comp.* – 2021. – Vol. 853. – 156768. – DOI:10.1016/j.jallcom.2020.156768.
5. Microstructure and mechanical properties of B modified Ti–Fe alloy manufactured by casting, forging and laser melting deposition / J. Niu, G. Dai, Y. Guo, Zh. Sun, Zh. Dan, Y. Dong, H. Chang, I.V. Alexandrov, L. Zhou // *Comp. Part B: Engineering.* – 2021. – Vol. 216. – 108854. – DOI:10.1016/j.compositesb.2021.108854.
6. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I. Alexandrov // *Progr. Mater. Sci.* – 2000. – Vol. 45. – P. 103–189. – DOI: 10.1016/S0079-6425(99)00007-9.

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ТИТАНОМ С ЦЕЛЮ УЛУЧШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Рыгина М.Е., Прокопенко Н.А.
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Силумин - сплав алюминия с кремнием. Заэвтектический силумин содержит в своем составе свыше 12 вес.% кремния, что обеспечивает его более высокую твердость и повышенную перспективность для использования в машиностроении и приборостроении (к примеру, для изготовления деталей двигателей внутреннего сгорания или миниатюрных подшипников). Силумины являются дешевым сплавом, обладают хорошей коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами, малым удельным весом.

Целью работы являлось выявление методов и подходов существенного улучшения микротвёрдости, трибологических характеристик, прочности и пластичности силумина заэвтектического состава путем его поверхностного легирования. Легирование проводилось с помощью вакуумно-дугового нанесения пленки титана и последующего его сплавления импульсным электронным пучком при 1-м и 3-х циклах воздействия в едином вакуумном пространстве на установке «КОМПЛЕКС». Материалом исследования являлся силумин заэвтектического состава (Al-23Si).

Методом сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры и элементного состава поверхности, формирующейся в результате высокоскоростного охлаждения системы «пленка Ti / (силумин) подложка», обработанной импульсным электронным пучком при 1 и 3 циклах воздействия. Установлено, что в режиме 10 (1) и 10 (3) плавления пленки титана не происходит, в режиме 25 (1) происходит частичное плавление и разрушение пленки титана (рис. 1а), в режиме 25 (3) идет интенсивное плавление поверхностного слоя с образованием структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации (рис. 1б).

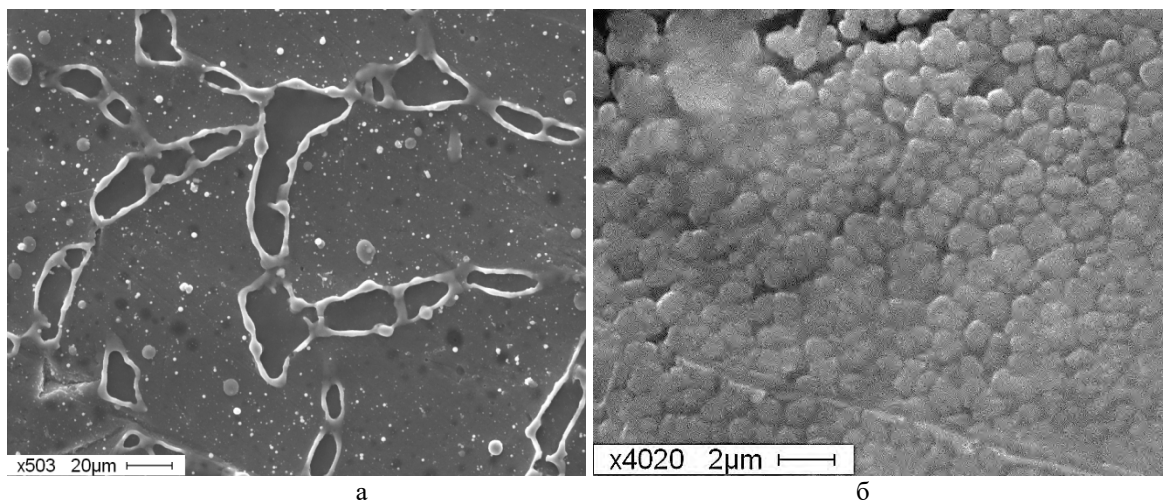


Рис. 1. Структура заэвтектического силумина после нанесения покрытия Ti и обработки импульсным электронным пучком с плотностью энергии 25 Дж/см²: (а) – 1 цикл, (б) – 3 цикла. Сканирующая электронная микроскопия.

Проведены механические испытания модифицированных образцов силумина. Методом микро-индентирования определена твердость. Электронно-пучковая обработка системы «плёнка (Ti) / (силумин) подложка» приводит к увеличению твердости материала в ~3,0 раза. Трибологические испытания выявили увеличение износостойкости силумина в ~3,0 раза и менее значительное (в 1,25 раз) снижение коэффициента трения. Легирование силумина путём напыления плёнки титана и последующим облучением высокоинтенсивным электронным пучком в режиме 25 Дж/см² приводит к формированию слоя ячеистой

кристаллизации толщиной ≈ 45 мкм. Многократное диспергирование структуры силумина и растворение крупных включений кремния и интерметаллических фаз приводит к увеличению предела пластичности в $\approx 1,5$ раза при одновременном росте предела прочности в $\approx 1,5$ раза. В исходном образце разрушение происходит по границам крупных включений кремния, что и обуславливает сравнительно невысокие пластические свойства силумина. Таким образом, выявлены оптимальные режимы модифицирования силумина заэвтектического состава: формирование в едином вакуумном цикле поверхностного сплава, осуществленное путём нанесения пленки Ti (0,5 мкм) и последующей обработки системы «пленка/подложка» импульсным электронным пучком в режиме 25 Дж/см², 200 мкс, 3 импульс.

The work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Number: FWRM-2021-0006).

1. Davies J.R. Aluminium and aluminium alloys. – ASM international, 1993 – 784 pp.
2. The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys / F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fragner, H. Kaufmann, E.R. Pinatel, and P.J. Uggowitzer, // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. – Vol. 560. – P. 481. – DOI:10.1016/j.msea.2012.09.093.
3. Structure and Properties of Silumin Surface after Vacuum Arc Plasma-Assisted Deposition of Coatings Irradiated by Low Energy High Current Pulsed Electron Beam / Y.F. Ivanov, I.V. Lopatin, E.A. Petrikova, M.E. Rygina, O.S. Tolkachev, V.I. Shimanskii // Russ Phys J. – 2020. – Vol. 62 – P. 2106–2111. – DOI:10.1007/s11182-020-01953-.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Разработка металлических и керамических высокоэнтропийных материалов и покрытий на их основе в настоящее время является одним из бурно развивающихся направлений физического материаловедения [1-3]. Одним из перспективных способов формирования высокоэнтропийных материалов является вакуумно-дуговой с плазменным ассистированием метод, основанный на распылении многоэлементного или нескольких одноэлементных катодов выбранных металлов с последующим осаждением получаемой плазмы на подложку [4-6]. В [7] было показано, что при наличии элементов с разным атомным радиусом термодинамически становится выгодным, благодаря варьированию химического состава, поддерживать стабильный фазовый состав с небольшими отклонениями в параметре кристаллической решетки в каждом кластере. Анализ химического состава с пятном зонда 0,5 нм, выполненный в работе [8], показал, что исследованные нанозерна высокоэнтропийных материалов могут существенно отличаться по химическому составу.

Целью настоящей работы являлся анализ химической и фазовой однородности нитридных покрытий на основе высокоэнтропийного сплава (ВЭС), синтезированных вакуумно-дуговым с плазменным ассистированием методом.

В качестве материала исследования использовали тонкие (3 мкм) керамические покрытия на основе ВЭС элементного состава (NbMoCrTiAl)N. Керамические покрытия формировали на подложках из технически чистого титана BT1-0, стали 12X18H10T и твердого сплава BK8. Генерация газо-металлической плазмы для формирования пленок ВЭС производилась на установке «КВИНТА» при совместной работе источника газовой плазмы на основе несамостоятельного дугового разряда с накаливаемым и полым катодами протяженной конструкции «ПИНК-П»; электродуговых испарителей с ниобиевым (НБШ-00, 99,8 вес. % Nb) катодом (Ø 80 мм), с катодом из сплава Ti-50 вес. % Al (Ø 100 мм), с молибденовым (МЧ, 99,96 вес. % Mo) катодом (Ø 100 мм) и с хромовым (99,99 вес. % Cr) катодом (400×80 мм). Все генераторы плазмы располагались равноудаленно от центра камеры на ее стенках вокруг стола с планетарно вращающимися сателлитами, кроме дугового испарителя с катодом из сплава TiAl, который располагался сверху камеры перпендикулярно остальным генераторам плазмы. Исследование элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры покрытий проводили методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, прибор Philips SEM-515 с микроанализатором EDAX ECON IV) и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ, прибор JEM-2100F, JEOL). Исследование фазового состава и структурных параметров пленок проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре XRD-6000 на CuK α -излучении. Анализ фазового состава осуществляли с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4.

Методами микрорентгеноспектрального анализа показано, что покрытие имеет следующий элементный состав (ат. %): 6.8Ti-13.9Al-6.8Nb-9.3Cr-7.8Mo-55.4N, т.е. 45Me-55N. Рентгенограмма, полученная с покрытия, имеет одиночный широкий максимум, не позволяющий определить параметр и тип кристаллической решетки. ПЭМ анализ показал, что покрытие является многослойным нанокристаллическим (3-5 нм) материалом (рис. 1а, б, г). Установлено (метод картирования), что слои различаются элементным составом. Анализ микроэлектронограмм (рис. 1в) позволяет утверждать, что покрытие имеет ГЦК кристаллическую решетку. Выявленное радиальное расщепление дифракционных колец (вставка на рис. 1в) свидетельствует о вариации элементного и, возможно, фазового состава керамического покрытия.

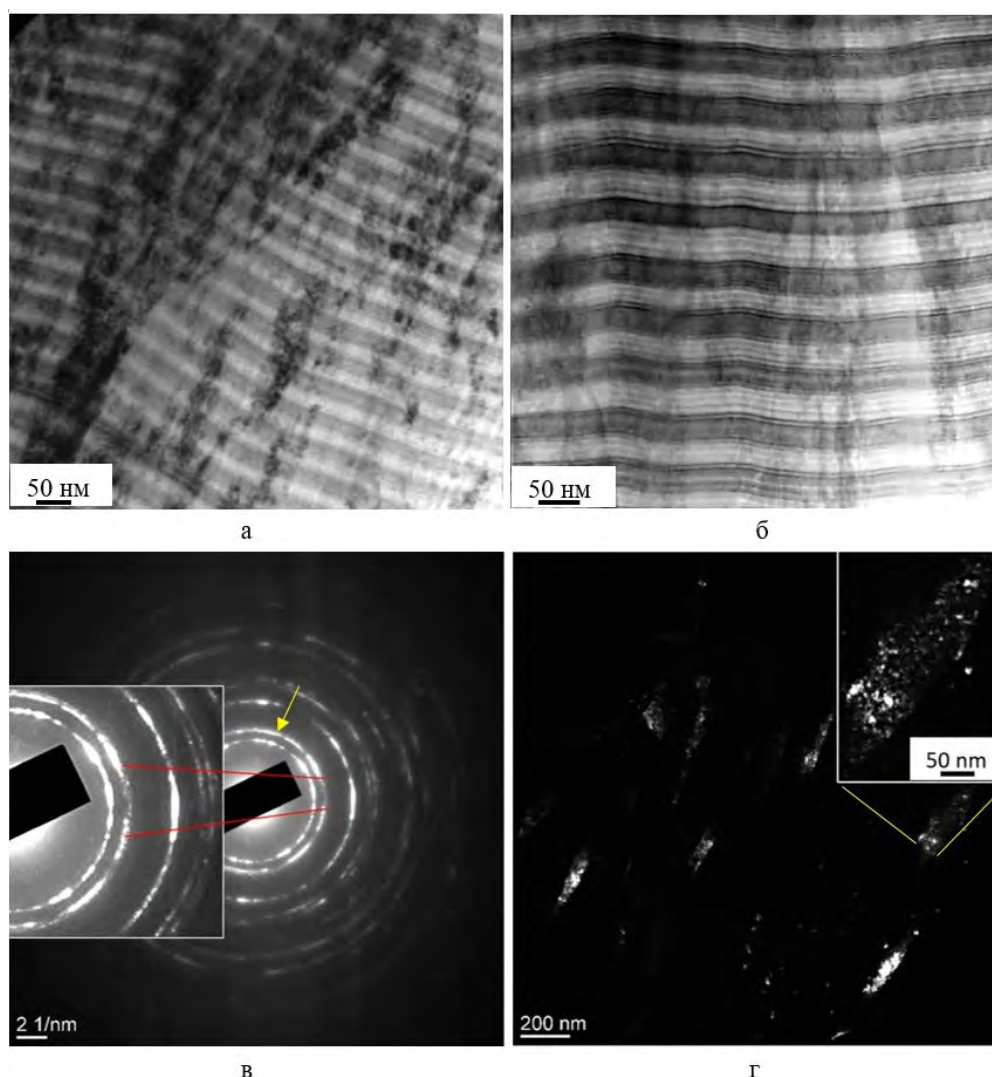


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия состава $(\text{TiAlNbMoCr})\text{N}$; светлое поле (а, б); микроэлектронограмма (в), темное поле (г), полученное в рефлекс типа (200); на (в) стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятий № 3.1.4, 3.1.5, 3.1.12 и 3.1.13.

1. Zhang Y. High-entropy materials: a brief introduction. – Singapore: Springer Nature, 2019. – 159 p.
2. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Том 23, № 2. – С. 116–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
3. Review and outlook on high-entropy alloys for hydrogen storage / F. Marques, M. Balcerzak, F. Winkelmann, G. Zepón, and M. Felderhoff // Energy Environ. Sci. – 2021. – Vol. 14. – P. 5191–5227. – DOI: 10.1039/d1ee01543e.
4. Металлические поверхности и плёнки / Н.А. Азаренков, О.В. Соболев, В.М. Береснев, А.Д. Погребняк, Д.А. Колесников, П.В. Турбин, И.Н. Торьяник // Металлофиз. и новейшие технол. – 2013. – Т. 35, № 8. – С. 1061–1084.
5. Manufacturing Methods, Microstructural and Mechanical Properties Evolutions of High-Entropy Alloys: A Review / Y.A. Alshataif, S. Sivasankaran, F.A. Al-Mufadi, A.S. Alaboodi, H.R. Amma // Metals and Materials International. – 2020. – Vol. 26. – P. 1099–1133. – DOI:10.1007/s12540-019-00565-z.
6. Structure and properties of multi-layer films of high-entropy alloys deposited by ion-plasma method / Yu.F. Ivanov, N.N. Koval, Yu.N. Akhmadeev, V.V. Uglov, V.V. Shugurov, E.A. Petrikova, O.V. Krysina, N.A. Prokopenko, I.I. Azhazha // Russian Physics Journal. – 2021. – Vol. 64, № 12(769). – P. 32–37. – DOI:10.17223/00213411/64/12/32.
7. Высокоэнтропийные покрытия – структура и свойства / В.Ф. Горбань, А.А. Андреев, Л.Р. Шагинян, С.А. Фирстов, М.В. Карпец, Н.И. Даниленко // Сверхтвердые материалы. – 2018. – № 2. – С. 19–36.
8. Сверхтвердые покрытия из высокоэнтропийных сплавов / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, А.О. Андреев, Н.А. Крапивка // Наука та інновації. – 2013. – Т. 9, № 5. – С. 32–39.

БОРСОДЕРЖАЩИЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ НА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ КОМБИНИРОВАННЫМ ИОННО- ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Ажажа И.И., Петрикова Е.А., Толкачев О.С.

Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Общепризнанно, что одним из наиболее перспективных методов повышения служебных характеристик деталей машин и механизмов является формирование металлических, металлокерамических или керамических пленок и покрытий [1-3].

Целью настоящей работы являлся анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры, механических (твердость) и трибологических (параметр износа и коэффициент трения) свойств системы «пленка/подложка», сформированной комбинированным ионно-плазменным методом.

В качестве материала подложки использовали высокоэнтропийный сплав (ВЭС) CoFeCrMnNi неэквивалентного состава (25,2Co, 15,1Cr, 37,8Fe, 3,4Mn, 16,3Ni; ат.%) [4]. Образцы имели форму пластинок размерами 10x10x5 мм. Перед напылением покрытия поверхность образцов механически шлифовали и полировали; после помещения в камеру установки и последующего вакуумирования – дополнительно кратковременно (15 мин.) очищали плазмой аргона. Процесс напыления покрытия осуществляли на установке «КОМПЛЕКС», позволяющей последовательно осуществлять операции ионно-плазменной подготовки поверхности образцов и нанесения покрытий [5]. Была изготовлена мишень диаметром 200 мм из порошков AlMgB₁₄ + TiB₂ [6]. Для интенсификации процесса распыления порошков был использован генератор газовой плазмы «ПИНК». С его помощью в рабочей вакуумной камере создавалась объемная аргоновая плазма. При подаче ВЧ потенциала на мишень ионы аргона извлекались из плазмы и бомбардировали мишень, производя интенсивное распыление порошков AlMgB₁₄ + TiB₂.

Исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры системы «покрытие/подложка» проводили методами сканирующей (прибор SEM 515 Philips) и просвечивающей электронной дифракционной (прибор JEOL JEM-2100F, Japan) микроскопии. Твердость материала определяли по схеме Виккерса на нанотвердомере DUN-211S (Shimadzu, Japan) при нагрузке 30 мН. Исследование трибологических (коэффициент трения и параметр износа) характеристик материала осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция) при следующих параметрах: шарик из стали 100Cr6 диаметром 6 мм, радиус дорожки трения 2 мм, путь, пройденный контртелом, 1500 м, нагрузка на индентор 1 Н. Трибологические испытания осуществляли в условиях сухого трения при комнатной температуре.

Установлено, методами микрорентгеноспектрального анализа, что покрытие имеет элементный состав (ат. %) 91,9В-3,7Mg-0,7Al-1,6Ti (остальное (2,1 ат. %) – захватываемые микроанализатором элементы подложки). Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что микроэлектроннограмма, полученная с покрытия, соответствует аморфному материалу (рис. 1, в).

Методами прямого разрешения кристаллической решетки установлено, что покрытие можно отнести к аморфно-кристаллическим материалам, т.к. оно содержит области размерами (1,5-2,5) нм, в которых выявляются атомные ряды, т.е. области, имеющие кристаллическую структуру.

Показано, что формирование покрытия сопровождается наноструктурированием поверхностного слоя подложки и выделением частиц боридов железа FeB (рис. 2).

Выявлено, что твердость покрытия $H = 11,0$ ГПа; модуль Юнга $E = 185$ ГПа; $HV/E = 0,059$, что характерно для нанокристаллических материалов; параметра износа $k = 4 \cdot 10^{-7}$ мм³/Н*м; коэффициент трения $\mu = 0,12$. Для подложки без покрытия $H = 2,1$ ГПа; $k = 2,9 \cdot 10^{-4}$ мм³/Н*м; $\mu = 0,62$.

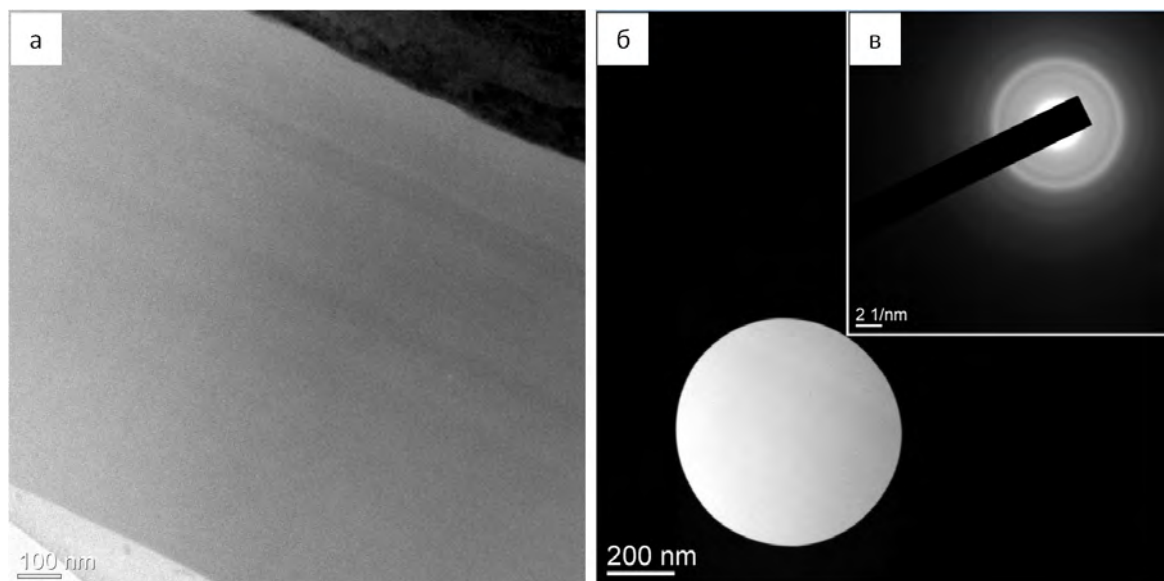


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия состава $\text{AlMgB}_{14} + \text{TiB}_2$, сформированного на ВЭС; а, б – светлые поля; в – микроэлектронграмма, полученная с участка покрытия, выделенного селективной диафрагмой (б)

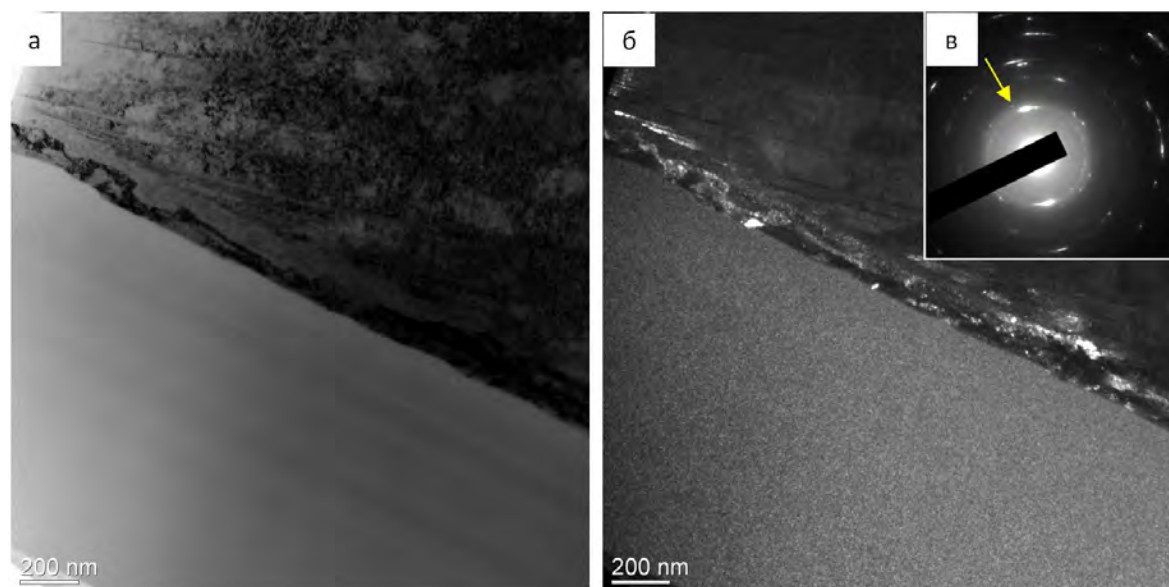


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры системы «пленка/подложка»; светлое поле (а); темное поле (б), полученное в близко расположенных рефлексах $[121]\text{FeB} + [002]\text{ВЭС}$; микроэлектронграмма (в), стрелкой указаны рефлексы, в которых получено темное поле

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 19- 19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.

1. Musil J. Hard nanocomposite coatings: Thermal stability, oxidation resistance and toughness // Surf. Coat. Technol. – 2012. - Vol. 207. –P. 50–65.
2. Mishra S.K. Toughening of nanocomposite hard coatings // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2020. - Vol. 59.- P. 553–585.
3. Protective Thin Coatings Technology / Edited by S. Zhang, J.-M. Tingand, W.-Y. Wu. Taylor & Francis Group, LLC, 2022. – 357 p.
4. Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Шлярова Ю.А., Семин А.П. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. – 2022. – 230 с.
5. Equipment and processes of vacuum electron-ion plasma surface engineering / V.N. Devyatkov, Yu.F. Ivanov, O.V. Krysin, N.N. Koval, E.A. Petrikova, V.V. Shugurov // Vacuum. – 2017. - Vol. 143. – P. 464-472.
6. Experimental and Theoretical Study of Ultra-Hard $\text{AlMgB}_{14}\text{-TiB}_2$ Composites: Structure, Hardness and Self-Lubricity / P. Nikitin, I. Zhukov, D. Tkachev, Yu. Abzaev, E. Marchenko, A. Vorozhtsov // Materials. – 2022. – Vol. 15(23). – 8450.

ПОЛИУРЕТАНОВОЕ ПОКРЫТИЕ, МОДИФИЦИРОВАННОЕ НАНОЧАСТИЦАМИ CuO/Cu/Fe ДЛЯ БОРЬБЫ С КАТЕТЕР-АССОЦИИРОВАННОЙ ИНФЕКЦИЕЙ

¹Иванова Л.Ю., ^{1,2}Бакина О.В., ¹Лернер М.И.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Севастопольский государственный университет, Севастополь

Катетер-ассоциированная инфекция мочевыводящих путей является одной из наиболее распространенных и вызывает внутрибольничных инфекций, поскольку может быть причиной примерно 80% общего количества нозокомиальных инфекций [1]. Хорошая бактериальная адгезия ведет к образованию биопленок на внутренней и внешней поверхности катетеров, что приводит к возникновению резистентности к антибиотикам и служит резервуаром патогенных бактерий [2, 3]. В результате, бактериальные биопленки могут вызывать постоянные очаги инфекций [4]. Для решения данной проблемы, активно разрабатываются покрытия с антибактериальными материалами, такими как антибиотики, неспецифические бактерициды, полимерные композиты с наночастицами или антиадгезивные материалы и покрытия с ковалентными связями [5]. Серебро (Ag) хоть и является неспецифическим бактерицидом, который действует против широкого спектра бактерий даже при низких концентрациях, может отсрочить раннее начало инфекций, связанных с катетеризацией. Кроме того данные, обобщенные в [6] показали, что спустя неделю катетеризации начинает прогрессировать бактериурия. Использование при катетеризации гидрогелей, улучшает комфорт пациента за счет заметного снижения трения между катетером и тканью уретры, но в тоже время облегчается миграция патогенов мочевыводящих путей на поверхности катетера [7]. В настоящее время активно ведутся исследования и разработки новых антимикробных покрытий на основе полимерных композитов с использованием композитных материалов с добавлением наночастиц, демонстрирующих одновременно несколько антимикробных механизмов. Использование многокомпонентных наночастиц биологически активных металлов, таких как марганец, железо, кобальт, никель, медь и цинк и их оксидов в составе полимерных матриц для защитных покрытий - это один из наиболее перспективных вариантов получения покрытий с комбинированным механизмом антимикробного действия.

В настоящей работе мы получили новое нанокompозитное покрытие CuO/Cu/Fe @PU для мочевых катетеров путем включения наночастиц (НЧ) CuO/Cu/Fe в полимерную матрицу полиуретана (PU). Была исследована морфология материала покрытия, изучены свойства смачиваемости поверхности и рассчитана свободная энергия поверхности, изучено выделение ионов Cu и Fe при экспозиции в физиологическом растворе, исследовались антимикробные свойства и эксплуатационный ресурс катетеров, модифицированных покрытием CuO/Cu/Fe @PU.

НЧ CuO/Cu/Fe были получены совместным электрическим взрывом медной и железной проволок в атмосфере аргона с последующей пассивацией кислородом воздуха. По данным просвечивающей электронной микроскопии установлено, что частицы имеют сферическую форму и среднечисленный размер a_n в диапазоне 63–72 нм. При детальном исследовании частиц при помощи энергодисперсионного анализа видно, что медь и железо неравномерно распределены по НЧ. Встречаются участки обогащенные одним из компонентов с четкими границами разделения фаз или так называемые «янус-наночастицы». По данным фазового анализа в НЧ присутствуют фазы Cu, Fe, CuO. Удельная поверхность НЧ составила 8 м²/г. При помощи стандартного суспензионного теста установлено, что НЧ CuO/Cu/Fe обладают антибактериальной активностью в отношении *S.aureus*, MRSA, *E.coli*, *P.aeruginosa*, сопоставимой с активностью нанокompозитов на основе серебра, считающихся наиболее эффективными антибактериальными агентами.

НЧ CuO/Cu/Fe были введены при помощи механического перемешивания в раствор полиуретана в тетрагидрофуране. Содержание НЧ в нанокompозитном покрытии составило 1, 3, 5, 7 % масс. Исследование морфологии покрытия методом сканирующей электронной

микроскопии свидетельствует об однородном распределении НЧ по поверхности покрытия, в образце, содержащем 7% масс. НЧ отмечено увеличение количества агломератов. Введение НЧ в матрицу полиуретана приводило к увеличению гидрофильности (до 5 % масс.) и соответственно к увеличению площади контакта поверхности покрытия с биологической средой. Снижение величины угла смачивания при 7 % масс. НЧ в покрытии может быть следствием агломерации наночастиц с увеличением их концентрации в матрице. Исследование антимикробной активности образцов нанокомпозитных покрытий в отношении бактерий *S.aureus* показали, что после 6 часов контакта бактерий с поверхностью покрытия, содержащего 7% масс. НЧ сокращение количества бактерий достигает 99%. Исследование выделения ионов меди и железа при экспозиции покрытия в физиологическом растворе показало, что максимальное количество ионов меди выделилось в первые 6 часов экспозиции и составило 0,73 мкг/л. Выделение ионов железа было ниже предела обнаружения метода спектрофотометрии.

Погружением катетера Фолея диаметром 16 Fr (Ningbo Greetmed Medical Instruments Co LTD, China) в суспензию НЧ в растворе полиуретана с последующим высушиванием в вертикально-подвешенном положении получали образцы Cu/CuO/Fe@PU-CUC (Coated Urinary Catheter). Проведенные исследования износостойкости покрытия показали, что при максимально допустимой скорости потока жидкости через медицинский катетер, повреждения покрытия начинали возникать на 38-е сутки эксплуатации. Поскольку, при длительной катетеризации в урологии, не рекомендовано использование одного катетера более 30 суток, то износостойкость предложенного покрытия достаточная для эксплуатации в течении всего срока службы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № № 21-13-00498.

1. Antibacterial surfaces: Strategies and applications / X. Yang, J.Hou, Y.Tian, J. Zhao, Q. Sun, S. Zhou // Sci. China Technol. Sci. – 2022. – Vol. 65. – P. 1000–1010. – DOI: 10.1007/s11431-021-1962-x.
2. Trautner, B. W., Darouiche, R. D. Role of biofilm in catheter-associated urinary tract infection // Am. J. Infect. Control. – 2004. – Vol.32. – P.177–183. – DOI: 10.1016/j.ajic.2003.08.005.
3. Resistance of bacterial biofilms to disinfectants: a review / A. Bridier, R. Briandet, V. Thomas, F. Dubois-Brissonnet // Biofouling. – 2011. – Vol.27. – P.1017–1032. – DOI: 10.1080/08927014.2011.626899.
4. Enhanced antibacterial and antiadhesive activities of silver-PTFE nanocomposite coating for urinary catheters / A. Zhang, L. Wand, X. Liang, R. Keatch, G. Corner, G. Nabi, F. Davidson, G.M. Gadd, Q. Zhao // ACS Biomater. Sci. Eng. – 2019. – Vol.5. – P.2804–2814. – DOI: 10.1021/acsbiomaterials.9b00071
5. Coatings for Urinary Stents: Current State and Future Directions / B. Domingues, J.M. Silva, I.M. Aroso, E. Lima, A.A. Barros, R.L. Reis // Urinary Stents: Current State and Future Perspectives. – 2022. – Vol.405. – P.209-223. – DOI: 10.1007/978-3-031-04484-7.
6. Trautner B. W., Hull R. A., Darouiche R. O. Prevention of catheter-associated urinary tract infection // Curr. Opin. Infect. Dis. – 2005. – Vol. 18. – P. 37–41. DOI: 10.1097/00001432-200502000-00007.
7. *In Vitro* Multicompartmental Bladder Model for Assessing Blockage of Urinary Catheters: Effect of Hydrogel Coating on Dynamics of *Proteus mirabilis* Growth / K. A. Kazmierska, R. Thompson, N. Morris, A. Long, T. Ciach // Urology. – 2010. – Vol.76. – P. 515– 520. – DOI: 10.1016/j.urology.2010.04.039.

СКРЕТЧ-ТЕСТИРОВАНИЕ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ С УЛЬТРАЗВУКОМ

^{1,2}Казанцева Е.А., ¹Комарова Е.Г., ¹Уваркин П.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

При разработке новых композиционных материалов в качестве медицинских имплантатов, несущих механические нагрузки, важным является создание уникального комплекса эксплуатационных свойств в разрабатываемых материалах. В частности, адгезионная и когезионная прочности композитного изделия являются одними из важных критериев их эксплуатации. Биоконпозиты на основе титана с кальций-фосфатными (КФ) покрытиями достаточно давно и успешно зарекомендовали себя в качестве материалов для имплантатов, однако усовершенствование их физико-химических и биологических свойств неизбежно будет приводить к изменению механических свойств, что требует детального изучения. Так, нами ранее в работе [1] были сформированы КФ покрытия на поверхности титана с помощью метода микродугового оксидирования (МДО) с ультразвуком (УЗ), и изучена их адгезионно-когезионная прочность к подложке методом равномерного отрыва. Целью настоящей работы было изучение адгезионной прочности покрытий к подложке методом склерометрии (скретч-тест), имитирующим условия нагрузки при использовании ортопедических имплантатов. Нанесение КФ покрытий проводили методом МДО с УЗ в базовом электролите и при электрофизических параметрах процесса, описанных в работе [1]. Было выбрано три режима синтеза покрытий, в зависимости от параметров приложенного УЗ: МДО – контрольный режим без УЗ; МДО/ИУЗ - МДО с приложенным импульсным УЗ; МДО/НУЗ – МДО с непрерывным синусоидальным УЗ.

Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показано, что сформированные контрольные МДО покрытия характеризуются иерархически организованной внутренней поровой структурой, высокой пористостью 28%, толщиной 50 мкм, и шероховатостью поверхности 3,5 мкм. Пропускание импульсных или непрерывных УЗ колебаний через электролит в процессе МДО приводит к увеличению толщины КФ покрытий до 60 мкм, внутренней пористости до 40% и шероховатости поверхности до 4,5 мкм.

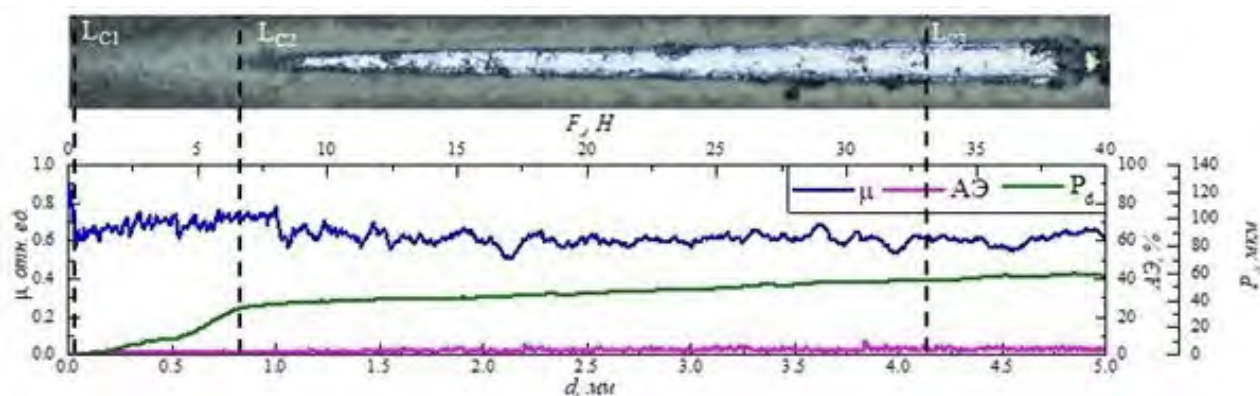


Рис. 1. Оптическое изображение царапины на поверхности МДО/НУЗ покрытий после скретч-тестирования и зависимости коэффициента трения (μ), акустической эмиссии (АЭ) и глубины проникновения индентора (P_d) от длины царапины (d) или величины приложенной на индентор нагрузки (F)

Результаты механических испытаний по скретч-тестированию анализировались методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, и показали различие в механизмах разрушения КФ покрытий, сформированных в условиях УЗ и в его отсутствии. Оценка зависимостей коэффициента трения, акустической эмиссии и глубины проникновения индентора от величины приложенной нагрузки и длины царапины в сопоставлении с

оптическими изображениями царапин показали, что все покрытия начали деформироваться по когезионному типу при минимальной нагрузке 0,5 Н (L_{C1}) (рис. 1). Увеличение нагрузки до L_{C2} привело к изменению механизма разрушения на адгезионно-когезионный тип: в случае МДО, МДО/ИУЗ и МДО/НУЗ покрытий величины L_{C2} достигли соответственно 5,5, 5,0 и 6,7 Н. При критической нагрузке L_{C3} , равной 18,6 Н для контрольных МДО покрытий, 28,9 Н для МДО/ИУЗ покрытий и 30,6 Н для МДО/НУЗ покрытий, наблюдалось их полное отслоение от подложек. Более высокие значения критических нагрузок L_{C3} покрытий, сформированных в условиях УЗ, мы связываем с особенностями их структуры: увеличенные в размерах поры, иерархически распределенные по всей толщине покрытия, могут служить в качестве дефлекторов кончиков трещин, возникающих при разрушении покрытий индентором, и поэтому для их распространения по толщине требуется более высокое критическое напряжение сдвига [2].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW - 2021-0007.

1. Kazantseva E.A., Komarova E.G., Sharkeev Yu.P. Effect of Ultrasound During Micro-Arc Oxidation on the Porous Structure and Adhesion Strength of the Calcium Phosphate Coatings // AIP Conf. Proc. – 2019. – Vol. 2167. – P. 020155. – DOI:10.1063/1.5132022.
2. Effects of micro-arc oxidation process parameters on characteristics of calcium-phosphate containing oxide layers on the selective laser melted Ti13Zr13Nb alloy / M. Dziaduszevska, M. Shimabukuro, T. Seramak, A. Zielinski, & T. Hanawa // Coatings – 2020. – Vol. 10. – No. 8. – P. 745. – DOI:10.3390/coatings10080745.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И ОБРАБОТКА ЗАКАЛКА-РАСПРЕДЕЛЕНИЕ (Q&P)

Кайбышев Р.О.

Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А.Тимирязева, Москва

Единственными высокопрочными сталями с пределом текучести больше 1380 МПа, которые можно использовать для сельскохозяйственной и землеройной техники по ценовым ограничениям, являются высокопрочные низколегированные стали с переходными карбидами. Они обрабатываются закалкой с температуры выше $A_{с3}$ и низкотемпературным отпуском при температуре $\sim 300^\circ\text{C}$. Особенностью их химического состава является повышенное содержание Si ($\geq 1,5\text{масс\%}$), ограничение содержания Cr $\leq 0,8\text{масс\%}$ и содержание Ni $\sim 2\text{масс\%}$, оптимальное содержание углерода в них $\sim 0,4\text{масс\%}$. Несмотря на то, что такие стали применяются уже более 60 лет, их микроструктурный дизайн оставался не до конца понятным. Проводимые исследования по Q&P сталям позволили его сформулировать. Ключевым легирующим элементов в высокопрочных сталях является Si. Он подавляет выделение цементита, что позволяет наблюдать в этих сталях стадию 2 отпуска в широком температурном интервале от $\geq 200^\circ\text{C}$ до 450°C . Эта стадия характеризуется стабильностью структуры пакетного мартенсита и выделением промежуточных η -карбидов (Fe_2C), которые имеют форму пластин, внутри реек. Уход углерода из мартенсита, обусловленный образованием η -карбидов, обеспечивает повышение пластичности и ударной вязкости, а дисперсионное упрочнение этими карбидами обеспечивает прочность. Как результат, низкотемпературный отпуск приводит к одновременному повышению прочности, пластичности и ударной вязкости.

Оптимальное соотношение углерода, никеля и других легирующих элементов обеспечивает образование почти 10% остаточного аустенита при закалке в форме пленок по границам реек и блоков. При низкотемпературном отпуске происходит перераспределение углерода из мартенсита в остаточный аустенит. Содержание углерода в остаточном аустените достигает $\sim 1,5\text{масс\%}$, что обеспечивает равнопрочность мартенсита и остаточного аустенита. Это является причиной высокого предела текучести и пластичности. При статическом растяжении остаточный аустенит и атмосферы Коттрелла по границам реек и блоков разделяют мартенситную матрицу на области однородной деформации, что обеспечивает высокую пластичность. Пленки остаточного аустенита характеризуются высокой плотностью дислокаций и толщиной менее 40 нм, что подавляет их превращение в мартенсит деформации. При ударных нагрузках остаточный аустенит обеспечивает размер эффективного размера зерна близкого к размеру блоков, что обеспечивает высокие напряжения для хрупкого разрушения. Никель повышает ударную вязкость за счет увеличения энергии поверхностей раздела $\{001\}$ в мартенситной матрице.

Q&P стали имеют аналогичную философию легирования. Фактически Q&P стали представляют собой высокопрочные стали с меньшим содержанием углерода и отсутствием никеля, что приводит к необходимости закалки в предварительно нагретую соль для получения $\sim 10\%$ остаточного аустенита. Выделение промежуточных карбидов и распределение углерода из мартенсита в остаточный аустенит происходит в этих сталях одновременно, как правило, при операции распределения. Одновременно может происходить трансформация остаточного аустенита в бейнит, что несколько уменьшает пластичность. Насыщение остаточного аустенита углеродом уменьшает температура начала мартенситного превращения в нем ниже комнатной, что делает невозможным образования вторичного мартенсита при закалке с температуры распределения. Пониженное содержание углерода позволяет поднять ударную вязкость Q&P сталей до $\geq 70 \text{ Дж/см}^2$, а величина параметра прочность-пластичность достигает $\sigma_b \times \delta = 1,7 \times 10^4 \text{ МПа} \times \%$, что соответствует его значениям в двухфазных и многофазных низколегированных автосталях. Предел текучести $\geq 1380 \text{ МПа}$ достигается в Q&P сталях с содержанием углерода $\geq 0,3\text{масс\%}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, Грант № 075-15-2021-572 от 31 мая 2021 года.

МОДИФИКАЦИЯ МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ДИАТОМИТА МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Кашин А.Д., Седельникова М.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Ортопедические имплантаты на основе магниевых сплавов приобретают в последнее время все большую популярность благодаря своей способности растворяться в человеческом организме без высвобождения токсичных элементов [1]. Данная особенность исключает необходимость повторного оперативного вмешательства, связанного с извлечением имплантата. Механические свойства магния, в частности модуль Юнга, достаточно близки к механическим свойствам кортикальной кости, что снижает риск развития осложнений, связанных с эффектом экранирования имплантатом типичных напряжений кости. Однако, магний является крайне электрохимически активным элементом, вследствие чего его коррозионная стойкость в агрессивных средах является очень низкой. При имплантации магния в кость человека будет происходить слишком быстрое растворение имплантата, сопровождающееся интенсивным выделением водорода [2]. Для элиминации данных недостатков предлагается модифицировать поверхность магниевое имплантата с помощью защитного керамикоподобного покрытия, синтезируемого посредством метода микродугового оксидирования (МДО). Покрытие такого рода, с одной стороны, предотвратит слишком быстрое растворение имплантата, а с другой – будет способствовать активации процессов остеоинтеграции [3]. МДО является высоковольтным плазмохимическим процессом, применяемым для формирования защитных покрытий на поверхности металлов вентильной группы (Ti, Mg, Zr, Al, Ta, Nb и др.). Данный процесс характеризуется большим количеством плазменных разрядов, мигрирующих по поверхности обрабатываемого материала, вызывающих частичное плавление пассивационной пленки, взаимодействие с материалом подложки и с электролитом, что, в свою очередь, приводит к формированию керамикоподобного покрытия на поверхности подложки [4]. Наиболее широко распространенными микродуговыми биопокрытиями являются покрытия на основе гидроксиапатита и/или трикальцийфосфата, так как они наиболее близки по составу к минеральному составу костного матрикса. В данном исследовании в качестве основного компонента электролита для синтеза покрытий был использован биогенный материал диатомит ($\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$), состоящий, в основном, из скелетов диатомей – одноклеточных микроводорослей. Диатомит является нетипичным, однако очень перспективным сырьем для изготовления биоматериалов, поскольку основную его часть составляет биогенный аморфный кремнезем различных степеней гидратации, что положительно влияет на биосовместимость и биологическую активность покрытий на основе диатомита. Электролит для синтеза покрытий состоял из следующих компонентов: гидроксид натрия (NaOH), метасиликат натрия (Na_2SiO_3), фторид натрия (NaF) и порошок диатомита в качестве дисперсной фазы. Размер образцов для нанесения покрытий составлял $10 \times 10 \times 1 \text{ мм}^3$. Покрытия наносили с помощью установки «Micro Arc 3.0» в ИФПМ СО РАН, г. Томск. Для улучшения коррозионных и механических свойств данных биопокрытий их поверхность была обработана с помощью метода импульсного электронного облучения (ИЭО). Исследования также подтверждают, что ИЭО повышает предел выносливости и термическое сопротивление обрабатываемых материалов [5].

На рис. 1 представлены РЭМ-изображения (снятые на приборе LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) в ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН, г. Томск) микродугового покрытия на основе диатомита до (рис. 1а) и после (рис. 1б) обработки методом ИЭО. Видно, что покрытие в исходном состоянии имеет сложную морфологию, образованную большим количеством пор и включений остатков скелетов диатомей, часть из которых была вплавлена в покрытие в процессе его формирования. Можно наблюдать, что обработка покрытия электронным пучком кардинально меняет его морфологию: на поверхности практически не наблюдается включений частиц диатомита, средний размер пор уменьшается, а их количество

увеличивается. Рельеф покрытия в данном случае характеризуется сглаженными «буграми» и пористыми углублениями между ними.

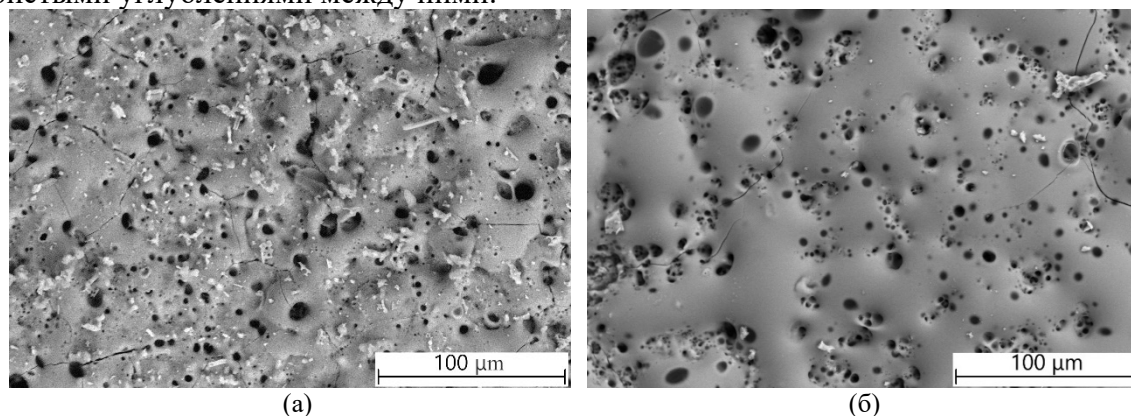


Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности исходного микродугового покрытия (а) и обработанного методом импульсного электронного облучения (б) (напряжение процесса МДО – 400 В; плотность энергии – 7,5 Дж/см²)

Элементный состав покрытий до и после обработки ИЭО был проанализирован с использованием метода энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Было установлено, что все элементы были распределены равномерно по поверхности покрытий, за исключением кремния, повышенное содержание которого совпадало на картах распределения элементов с местами включений микрочастиц диатомита и остатков панцирей диатомей.

В ходе рентгенофазового анализа (ДРОН-7, ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН, г. Томск) было выявлено, что дифрактограммы покрытий имеют как рефлексы кристаллических фаз (форстерит (Mg_2SiO_4), магний (Mg), периклаз (MgO)), так и области диффузного рассеяния, что связано с особенностями процесса формирования микродуговых покрытий.

Одним из наиболее характерных показателей обработки поверхности микродуговых покрытий электронным пучком является повышение их коррозионной стойкости в агрессивных средах, в частности, во внутренней среде человеческого организма. Были проведены исследования образцов методом потенциодинамической поляризации. По результатам данного эксперимента было выявлено, что поляризационное сопротивление покрытий, подвергнутых ИЭО, увеличивается на 2-4 порядка в зависимости от плотности энергии электронного пучка, а плотность тока коррозии уменьшается на 1-3 порядка.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW-2021-0007.

1. Heimann R.B. Magnesium alloys for biomedical application: Advanced corrosion control through surface coating // Surface & Coatings Technology. – 2021. – Vol. 405. – 126521. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2020.126521.
2. Corrosion in Mg-alloy biomedical implants-the strategies to reduce the impact of the corrosion inflammatory reaction and microbial activity / S. Saha, W. Lestari, C. Dini, M.N. Sarian, H. Hermawan, V.A.R. Barão, C. Sukotjo, C. Takoudis // Journal of Magnesium and Alloys. – 2022. – Vol. 10. – P. 3306–3326. – DOI:10.1016/j.jma.2022.10.025.
3. Systematic optimization of corrosion, bioactivity, and biocompatibility behaviors of calcium-phosphate plasma electrolytic oxidation (PEO) coatings on titanium substrates / M. Molaei, A. Fattah-alhosseini, M. Nouri, A.13. Nourian // Ceramics International. – 2022. – Vol. 48 –P. 6322–6337. – DOI:10.1016/j.ceramint.2021.11.175.
4. Introduction to Plasma Electrolytic Oxidation—An Overview of the Process and Applications / F. Simchen, M. Sieber, A. Kopp, T. Lampke // Coatings. – 2020. – Vol. 10. – P. 628. – DOI:10.3390/coatings10070628.
5. Konstantin V. Ivanov, Andrey V. Voronov Evolution of morphology, microstructure and phase composition of zirconia thin coating on copper as a result of low energy high current pulsed electron beam irradiation // Surface and Coatings Technology. – 2023. – Vol. 456. – P. 129257. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2023.129257.

ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ И ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ НАПЕЧАТАННЫХ СПЛАВЛЕНИЕМ ПРОВОЛОКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

¹Клименов В.А., ²Колубаев Е.А., ²Чумаевский А.В., ¹Хань Ц., ²Утяганова В.Р.

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В связи с тем, что аддитивные технологии (АТ) или 3Д-печать с применением титановых сплавов всё шире осваиваются в различных отраслях промышленности и медицины, вопросы эффективности технологии и надёжности работы изделий, особенно в условиях экстремальных и сложных воздействий, требуют понимания работоспособности формируемого материала, приобретающего специфические структуру и свойства, как правило, отличающиеся от полученных традиционными методами [1]. Вместе с тем сложность процессов, сопровождающих формирование состава, структуры и свойств, как формирующегося материала, так и изделия в целом, требует контроля состава и структуры титановых сплавов на различных масштабных уровнях [2], необходимого, как для прогнозирования свойств, так и для сертификации материала, и технологии в целом, и соответствия их требованиям национальных стандартов [3]. Немаловажным является и эффективность применяемой технологии 3Д печати титановыми сплавами. Хотя в АТ с металлами наиболее часто применяется оборудование на основе лазерных систем, использование вакуумного электронно-лучевого оборудования для печати изделий из титановых сплавов, обладающих повышенной реакционной способностью, имеет определённые преимущества. Кроме того, для электронно-лучевых установок применение исходного материала в виде проволок представляется более предпочтительным, а применение для этих целей титановых сплавов в виде сварочной проволоки делает процесс более доступным и в какой-то степени дешевле [4]. Проведённые нами исследования особенностей структуры и свойств напечатанных стенок габаритами 6×50×80 мм³ из проволоки ВТ6св с помощью методов неразрушающего контроля и физического материаловедения [5]. Позволили установить влияние анизотропии свойств и геометрической структурной неоднородности на характер развития деформации при растяжении. Исследование упругих свойств титанового сплава, сформировавшегося в условиях послойного сплавления, с помощью измерения модуля упругости различными методами ультразвука и индентирования и полученных путём обработки кривых деформации при растяжении и сжатии, а также в сравнении со свойствами титановых сплавов различного состава, полученных в условиях традиционных технологий, позволяет понять влияние неоднородностей структуры и свойств на характер разрушения напечатанного материала. Анализ фрактографии сформировавшихся изломов позволяет выявить роль различных структурных особенностей в характере разрушения материала из различных геометрических участков.

1. Gaspar B. Microstructural characterization of Ti-6Al-4V and its relationship to sample geometry. – 2012. <https://digitalcommons.calpoly.edu/matesp/32>
2. Microstructural control of additively manufactured metallic materials / P.C. Collins, D.A. Brice, P. Samimi, I. Ghamarian, H. L. Fraser // Annu. Rev. Mater. Res. – 2016. – Vol. 46. –P. 63–91. – DOI:10.1146/annurev-matsci-070115-031816.
3. Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V by electron beam rapid manufacturing / H. Suo, Z. Chen, J. Liu, S. Gong, J Xiao // Rare Metal Materials and Engineering. – 2014. – Vol. 43. – P. 780–785. – DOI:10.1016/s1875-5372(14)60083-7.
4. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review. / K. Osipovich, K. Kalashnikov, A. Chumaevskii, D. Gurianov, T. Kalashnikova, A. Vorontsov, A. Zyкова, V. Utyaganova, A. Panfilov, A. Nikolaeva, A. Dobrovolskii, V. Rubtsov, E. Kolubaev // Metals. – 2023. – Vol. 13. –P. 279. – DOI:10.3390/met13020279.
5. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti-4Al-3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture / V. Klimenov, E. Kolubaev, K. Anatoly, A. Chumaevskii, A. Ustinov, I. Strelkova, V. Rubtsov, D. Gurianov, Z. Han, S. Nikonov, A. Batranin, M. Khimich // Materials. – 2023. – Vol. 16. – P 3901.– DOI:10.3390/ma16113901.

КОРРЕЛЯЦИЯ МЕЖДУ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ В СОЕДИНЕНИЯХ СО СТРУКТУРОЙ ВЮРЦИТА

¹Клопотов А.А., ¹Безухов К.А., ¹Волокитин Г.Г., ¹Какушкин Ю.А., ²Клопотов В.Д.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Полупроводники со структурой вюрцита находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Селенид кадмия CdSe [1] и сульфид цинка ZnS [2] вследствие своих оптических свойств используются как люминофоры. Оксид цинка ZnO обладает целым комплексом электрофизических, оптических и химических свойств. Это позволяет его использовать при создании нанолазеров [3], пьезоэлектрических наногенераторов [3], солнечных элементов [4], газовых сенсоров [5]. CdTe используют в качестве фоторефрактивных материалов [6]. Таким образом, области использования соединений на основе вюрцита достаточно широки и поэтому важны исследования, направленные на изучения особенностей проявления ионно-ковалентных связей.

Цель данной работы - провести поиск общих закономерностей и корреляций между кристаллографическими и термодинамическими параметрами в соединениях со структурой вюрцита.

На рис. 1 приведены элементы, которые образуют соединения со структурой вюрцита. Видно, что элементы из групп IIA, IVB – VIIB входят в состав соединений со структурой вюрцита как катионы. Элементы из групп VB – VIIB входят в состав соединений со структурой вюрцита как анионы. В виде исключения Si как анион и C как катион из одной и той же группы IVB входят в состав соединения SiC со структурой вюрцита.

IA	IIA	IIIA	IVA	VA	VIA	VIIA	VIIA			IB	IIB	IIIB	IVB	VB	VIB	VIIB	VIIIB
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18
																H 2.1	He
Li 0.99	Be 1.57	Электротрицательность										B 2.04	C 2.55	N 3.04	O 3.44	F 3.98	Ne
Na 0.98	Mg 1.31											Al 1.61	Si 1.90	P 2.19	S 2.58	Cl 3.16	Ar
K 0.82	Ca 1.00	Sc 1.36	Ti 1.54	V 1.63	Cr 1.66	Mn 1.55	Fe 1.83	Co 1.88	Ni 1.27	Cu 1.28	Zn 1.33	Ga 1.81	Ge 2.01	As 2.18	Se 2.55	Br 2.96	Kr
Rb 0.82	Sr 0.95	Y 1.22	Zr 1.33	Nb 1.6	Mo 2.16	Tc 1.9	Ru 2.22	Rh 2.28	Pd 2.20	Ag 1.93	Cd 1.69	In 1.78	Sn 1.96	Sb 2.05	Te 2.1	I 2.66	Xe
Cs 0.79	Ba 0.89	La	Hf 1.3	Ta 1.5	W 2.36	Re 1.9	Os 2.22	Ir 2.20	Pt 2.28	Au 2.54	Hg 2.00	Tl 1.62	Pb 2.33	Bi 2.02	Po 2.0	At 2.2	Rn

Рис. 1. Фрагмент Периодической таблицы с выделенными элементами, образующими соединения со структурой вюрцита. В клеточках таблицы приведены значения электроотрицательностей элементов по Горди [7]

Вюрцит с прототипом ZnS имеет структуру B4 (*P6₃mc*, символ Пирсона *hP4*). Эту структуру рассматривают как плотнейшую ГПУ упаковку атомов S, в которой в половине тетраэдрических пустот находятся атомы Zn [8]. Вопрос о стабильности соединений со структурой вюрцита зависит от правил Полинга. При этом при использовании правила Полинга необходимо принимать во внимание, что оно применимо к соединениям, в которых связь преимущественно ионная [9]. Наиболее стабильными являются соединения со значением степени гексагональности *c/a* в области значений от 1.63 до 1.64, как это имеет место у соединений ZnS и SiC, соответственно. На рис. 2 приведена гистограмма распределения соединений со структурой вюрцита от степени гексагональности *c/a*. Видно,

что основной максимум на гистограмме приходится на область значений c/a от 0.62 до 0.64. Для однотипных структур ГПУ решеткой с разными соотношениями размеров элементов и разными параметрами электроотрицательности элементов их образующих, повышение прочности связи сопровождается повышением температур плавления соединений. Видно, что основная масса соединений располагается компактно в одной области значений c/a . И только одно соединение CdTe из этой области выпадает. На рис. 3 приведена диаграмма с соединениями со структурой вюрцита координатах $T_{пл}$ от степени гексагональности c/a . Видно, что основная часть соединений локализована в области А. Другая часть соединений локализована в узкой высокотемпературной области Б. В этой группе соединений высокие температуры плавления вызваны высокой долей ковалентных связей [7-9]. Здесь также только одно соединение CdTe не попадает в выделенные области. Отличительным свойством соединения CdTe, относительно других соединений со структурой вюрцита, является наличие большой суммы атомных номеров $N_{Cd}+N_{Te}=48+52=100$.

Таким образом, установлено существование двух группы соединений со структурой вюрцита с разными функциональными зависимостями между температурой плавления $T_{пл}$ степенью гексагональности c/a .

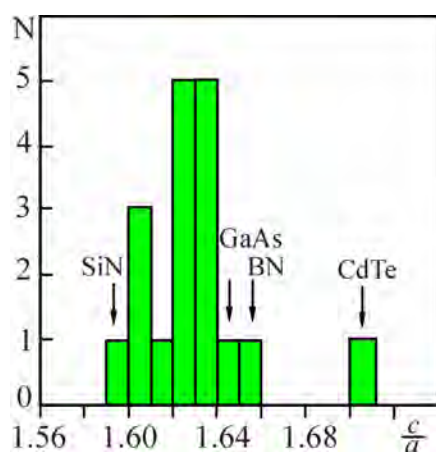


Рис. 2. Гистограмма распределения соединений со структурой вюрцита от степени гексагональности c/a

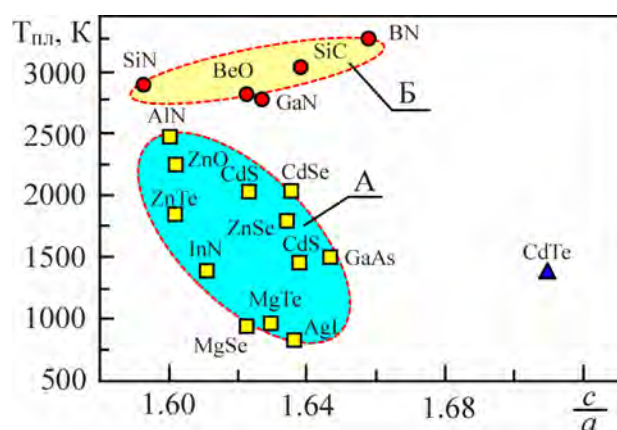


Рис. 3. Температуры плавления $T_{пл}$ соединений со структурой вюрцита от степени гексагональности c/a

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Катодолюминесценция фоточувствительных слоев CdSe, выращенных в квазизамкнутом объеме / Э.А. Сенокосов, В.И. Чукита, И.Н. Один и др. // Неорганические материалы. – 2012. – Т. 48, № 12. – С. 1299-1302.
2. Влияние условий осаждения на размер и оптические свойства частиц ZnS / Д.С. Софронов, Н.Н. Камнева, К.А. Катрунов и др. // Неорганические материалы. – 2014. – Т. 50, № 7. – С. 703-707.
3. Zhou Z., Wang Z., Lin L. Microsystems and Nanotechnology. Tsinghua University Press. – Beijing and Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 2012. – 1011 p.
4. Material study on reactively sputtered zinc oxide for thin film silicon solar cells / J. Hupkes, B. Rech, S. Calnan and et. al. // Thin Solid Films. – 2006. – Vol. 502. – P. 286-292.
5. Thickness dependency of sol-gel derived ZnO thin films on gas sensing behaviors / N. Kakati, S. Jee, S. Kim, J. Oh, Y. Yoon // Thin Solid Films. – 2010. – Vol. 519. – P. 494-498.
6. Физические свойства CdTe при совместном легировании V и Ge / С.Ю. Паранчин и др. // Физика и техника полупроводников. – 2005. – Т.39, вып 6. – С. 744-748.
7. Пирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов. Ч.1. – М.: Мир, 1977. – 420 с.
8. Пенкаля Т. Очерки кристаллохимии. – Л.: Химия, 1974. – 496 с.
9. Урусов В.С. Теоретическая кристаллохимия. – М.: МГУ, 1987. – 286 с.

ТЕРМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ СИАЛОНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ $\text{AlN}+\text{Si}_3\text{N}_4$ И $\text{Si}_3\text{N}_4+\text{Al}_2\text{O}_3$ ЭЛЕКТРОННЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ И ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ

¹Клопотов А.А., ¹Власов В.А., ¹Безухов К.А., ²Сапрыкин А.А., ³Иванов Ю.Ф.,

⁴Сыртанов М.С., ¹Волокитин Г.Г., ¹Саркисов Ю.С.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

²Юргинский технологический институт Томского политехнического университета, Юрга

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

⁴Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Соединения на основе Si_3N_4 относятся к материалам обладающих уникальным сочетанием физико-химических свойств. К этим соединениям относятся соединения на основе α -SiAlON и β -SiAlON [1].

В настоящее время для синтеза SiAlON используют более 10-ти методов получения SiAlON. Разные способы синтеза SiAlON позволяют получать разное соотношение α -SiAlON и β -SiAlON. В литературе существует пробел по синтезу SiAlON при помощи облучения высокоэнергетическими пучками разной природы.

Целью настоящей работы являлось изучение возможности термохимического синтеза SiAlON, проведенного при помощи высокоэнергетического импульсного электронного пучка и лазерного излучения.

В качестве исходных материалов были использованы порошки: β - Si_3N_4 , AlN, и Al_2O_3 , $\text{H}_4\text{N}_2\text{CO}$ (раствор мочевины) и связующий компонент- Na_2SiO_3 (жидкое стекло). Порошки прессовали в форме параллелепипедов с размерами $45 \times 15 \times 45$ мм отжигали в печи при температуре 400°C в течении 30 минут.

Облучение образцов проводили на установке «СОЛО» импульсным электронным пучком в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па. Технические возможности установки «СОЛО» позволили использовать следующие параметры электронного пучка: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 15 Дж/см^2 , длительность импульса 200 мкс, количество импульсов 50, частота следования импульсов 0.3 с^{-1} . Воздействие импульсным электронным пучком с такими параметрами создает кратковременно высокую температуру на поверхности образцов 983 К [2].

Послойное лазерное спекание проводили на экспериментальной установке «ВАРИСКАФ-100М» в защитной среде аргона [3]. Технологические режим обработки поверхности образцов задавался параметрами: мощность излучения лазера 25-100 Вт; скорость сканирования в диапазоне 2000–3000 мм/мин.; шаг сканирования (x, y, z) 0,2 мм; Оптимальное время синтеза лазерным пучком составляло 2 минуты.

Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре SHIMAD ZUXRD-7000S с использованием $\text{CuK}\alpha$ излучения. Электронно-микроскопические исследования проводили методом сканирующей электронной микроскопии на электронном микроскопе QUANTA 200 3D.

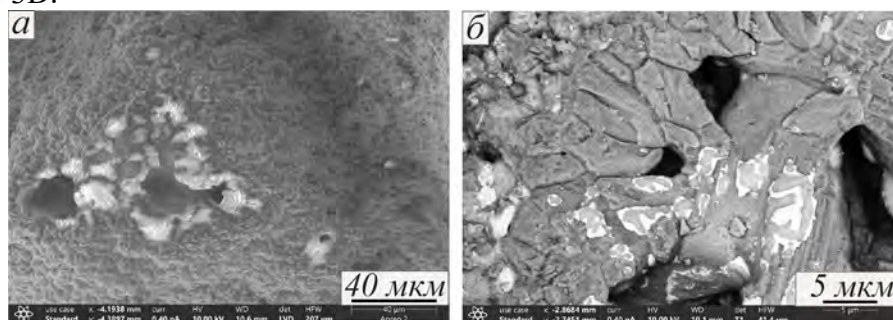


Рис. 1. Микрофотографии СЭМ поверхности образца после облучения электронным пучком на разных масштабных уровнях

Электронно-микроскопические исследования облученных импульсным электронным

пучком образцов исследованы при помощи СЭМ микроскопии. Установлено, что облучение электронным пучком приводит к образованию пористой поверхности на образце (рис. 1 а). На более крупном масштабном уровне обнаружены кристаллические зерна, которые тесно связаны друг с другом и не имеют фиксированной формы (рис. 1 б). На основе анализа микрофотографий установлено, что средний размер зерен составляет размеры порядка 7 ± 4 мкм. Рентгеноструктурные исследования, позволили установить, что в результате термохимического синтеза происходит образование двухфазного SiAlON на основе составов β -Si₅AlON₇ и Si₄Al₂O₂N₆. В результате облучения импульсным электронным пучком образование соединений SiAlON с разными химическими составами могут быть представлены в виде химических реакций:

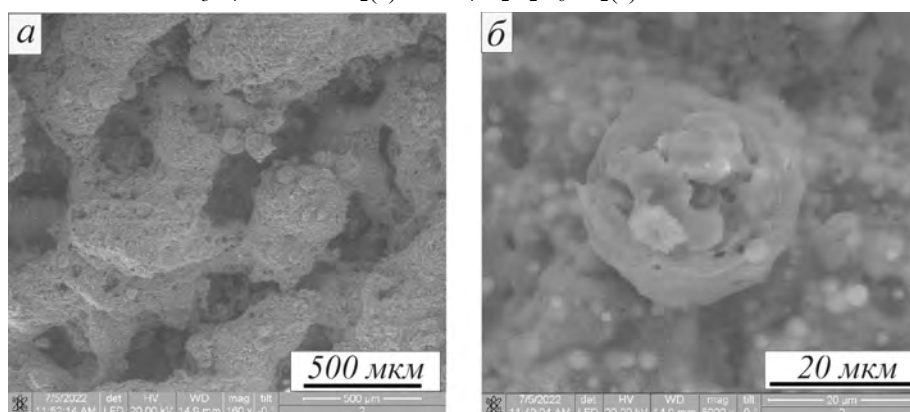
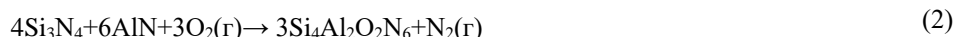
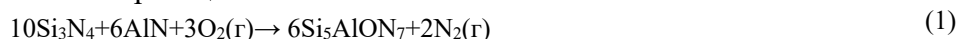
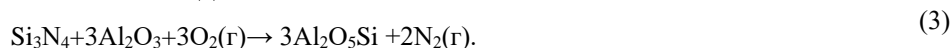


Рис. 2. Микрофотографии СЭМ поверхности после сканирования поверхности образца лазерным лучом пучком на разных масштабных уровнях

Результаты исследования при помощи СЭМ микроскопии поверхности образцов после облучения лазерным лучом приведены на рис. 2. Видно, что в результате облучения на поверхности образца образовалась пористая структура с фрагментами разного размера от 500 мкм до 20 мкм. Мелкие частицы с размерами порядка 20 мкм имеют сложную слоистую структуру (рис 1 б).

Рентгеноструктурное исследование позволило установить, что лазерное облучение приводит к образованию многофазного материала: муллит состава Al₂O₅Si, β -SiAlON состава Si₅AlON₇ и аморфной фазы на основе кремния.

Реакция химического взаимодействия при образовании β -SiAlON состава Si₅AlON₇ представлено выражением (1). Образование муллита в результате лазерной обработки поверхности может быть записана в виде:



Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Андриевский. Р.А. Нитрид кремния - синтез и свойства // Успехи химии— 1995.— Т. 64.— № 4. —С. 311-329.
2. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов / Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. — Томск: НТЛ, 2016. — 312 с.
3. Сравнение способов активации медного порошка ПМС-1 для синтеза изделий методом SLS / А.А. Сапрыкин, А.В. Градобоев, В.И. Яковлев и др. // Обработка металлов — 2015. —№ 3 (68). — С. 82–88.

ПРИМЕНЕНИЕ ДИСКОВОГО ОБРАЗЦА, ДЕФОРМИРУЕМОГО ПО СХЕМЕ «БРАЗИЛЬСКОГО ТЕСТА», ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ В ПОРИСТОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА

^{1,2}Клопотов А.А., ¹Мамазакиров О., ¹Марченко Е.С., ²Безухов К.А., ¹Ясенчук Ю.Ф.,
²Устинов А.М.

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Систематические исследования пористых сплавов на основе никелида титана в литературе направлены на изучение физико-механических и химико-биологических свойств, поскольку этого класса материалы успешно используют в качестве имплантационных материалов [1]. В живом биологическом организме пористые имплантаты испытывают сложные виды деформационных воздействий: сжатие, растяжение и сдвиг. Поэтому представляется актуальными исследования механических свойств в пористых сплавах на основе TiNi.

Пористые сплавы на основе TiNi относятся к классу материалов с неоднородным химическим составом и широким спектром структурно-фазовых состояний. Это приводит к сложным процессам при деформации пористых сплавов на основе TiNi. Поэтому, для понимания деформационных механизмов в этих материалах разной геометрической формы представляет не только фундаментальный, но и практический интерес. В этой связи стандартные методы механических испытаний к пористым образцам разной геометрической формы часто не применимы. Поэтому в литературе описаны альтернативные методы испытаний. К таким методам относится сжатие дисковых образцов в диаметральной плоскости по схеме «бразильского теста» [2]. Этот метод является достаточно информативным при исследовании механических свойств хрупких материалов.

Цель данной работы – провести исследование механических свойств дискового образца, деформируемого по схеме «бразильского теста» на основе изучения эволюции деформационных полей в пористом сплаве на основе никелида методами корреляции цифровых изображений.

Пористый сплав никелида титана получали методом СВС. Испытание образцов

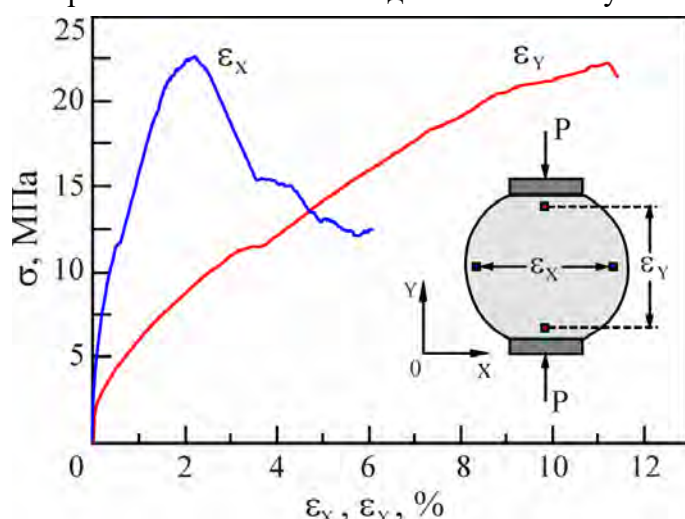


Рис. 1. Деформационные кривые при сжатии дисковых образцов в диаметральной плоскости по схеме «бразильского теста» вдоль оси приложенной внешней нагрузки P в координатах σ от ε_y и перпендикулярно оси в координатах σ от ε_x . На вставке приведена схема деформации дискового образца. Квадратиками показаны базы виртуальных экстензометров вдоль осей OX и OY

размерами $\Phi = 37.8$ мм, $h = 10$ мм на диаметрально сжатие проводили на испытательной машине Instron-3386 фиксацией диаграмм нагружения «нагрузка – перемещение» по рабочим полям при помощи виртуального экстензометра. Эволюцию деформационных полей на поверхности образцов определяли с использованием оптической системы Vic-3D. Расчет напряжений проводили согласно [2].

На рис. 1 приведены деформационные кривые вдоль оси деформации ε_x и перпендикулярно оси деформации ε_y , полученные при сжатии дисковых образцов в диаметральной плоскости по схеме «бразильского теста».

Видно, что деформация, при которой происходит разрушение образца вдоль оси сжатия почти в 5 раз превышает деформацию разрушения перпендикулярной оси сжатия.

На приведенной на рис. 2 (картина 1) видно, в зоне контакта образца с нагружающими поверхностями на начальном этапе нагружения дискового образца на распределении горизонтальных относительных деформаций ϵ_{xx} возникают растягивающие напряжения (области красного цвета с максимальной деформацией). На стадии, предшествующей разрушению в центральной области, наблюдается зона с максимальной растягивающей деформацией ϵ_{xx} (зона красного цвета) (рис. 2, картина 2). В этой области и наблюдается образование трещины (рис. 2, картина 3).

На начальном этапе нагружения на распределении вертикальных относительных деформаций ϵ_{yy} в зонах контактов образца с нагружающими поверхностями наблюдаются области сжатия (области фиолетового цвета с максимальными деформациями, рис. 2, картина 4). На стадии, предшествующей разрушению эти области сжатия, смещаются к центральной части образца (области фиолетового цвета с максимальными деформациями, рис. 2, картина 5). В разрушенном образце наблюдается ступенчатый излом в диаметральной плоскости образца (рис. 2, картины 3 и 5). На конечной стадии разрушения выявлено медленное разделение одной половины образца от другой. Такое разделение образца на две половинки отражает пластический характер разрушения.

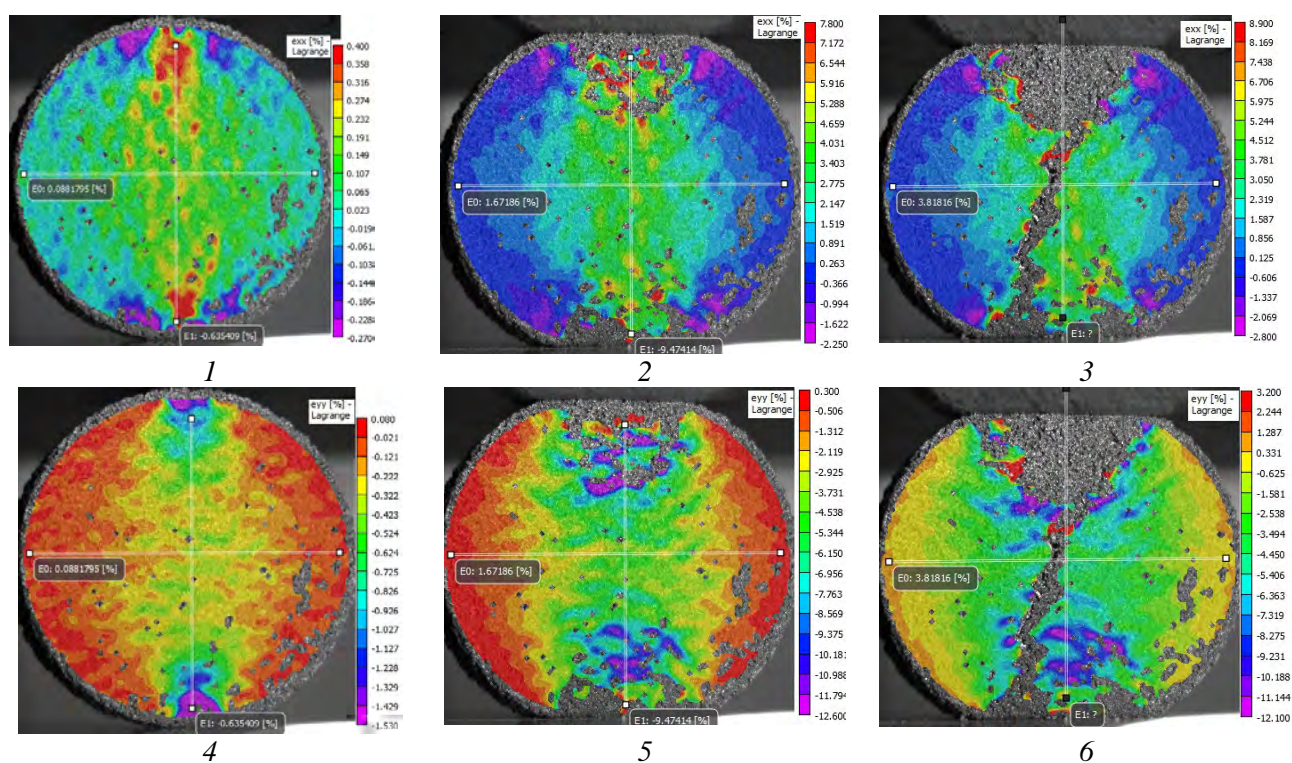


Рис. 2. Картины распределений горизонтальных ϵ_{xx} и вертикальных ϵ_{yy} относительных деформаций на поверхности пористого образца из сплава на основе никелида титана на начальном этапе деформации (1 и 4), стадии предшествующей разрушению (2 и 5) и при разрушении (3 и 6) при сжатии диска в диаметральной плоскости

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).

1. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук и др. – Томск: МИЦ, 2006. – 298 с
2. ASTM D3967-95a. Standard Test Method for Splitting Tensile Strength of Intact Rock Core Specimens.

МИКРОСТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЧИСТЫМ ПОРОШКОМ ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Княжев Е.О., Зыкова А.П., Гурьянов Д.А., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиево-магниевого сплавы обладают легким весом и высокой прочностью, что делает их отличным выбором для использования в авиационной и автомобильной промышленности. Использование данных сплавов, обеспечивает более низкое топливное потребление и улучшенную энергоэффективность благодаря снижению общей массы конструкции. Создание металломатричных композитов на основе алюминия с добавлением различных упрочняющих компонентов в объем сплава [1] или нанесение покрытий [2] позволяет решить проблему низкой износостойкости, характерной для большинства алюминиевых сплавов. Для локальной модификации изделия в целях повышения износостойкости можно использовать метод фрикционной перемешивающей обработки (ФПО).

Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) является широко применяемым методом для упрочнения металлических изделий. Этот метод может быть применен к различным металлическим материалам благодаря своей простоте. В процессе обработки происходит интенсивная пластическая деформация, что приводит к вытягиванию зерен материала в направлении обработки, их измельчению и рекристаллизации в области перемешивания. За счет эффекта Холла-Петча происходит значительное увеличение механических характеристик некоторых материалов, в то время как упрочнение материалов с дисперсным упрочнением, особенно термоупрочненных, может иметь более сложную и многозначную природу.

Однако, этот метод может применяться не только для локальной обработки изделия с целью измельчения зерна, но и для легирования материалов путем введения керамических порошков, металлов и их смесей. Добавление новых компонентов в матрицу материала может привести к существенным изменениям в его механических свойствах, таких как прочность, твердость и износостойкость. При этом изделие в основном объеме будет иметь свойства основного сплава. Так, например, в работе [3] показано, что добавление в алюминиевую матрицу порошка молибдена способствует увеличению микротвердости в 2-4 раза по сравнению с исходным материалом. В другой работе [4] показано влияние порошка меди, добавленного в Al-Mg сплав в процессе ФПО. Масса обработанных таким образом изделий не сильно отличается от исходной, что делает их привлекательными в областях машиностроения, где важен общий вес конструкции.

В данной работе рассмотрено влияние порошка Fe (99,9%) на микроструктуру Al-Mg сплава после многопроходной фрикционной перемешивающей обработки. После однопроходной ФПО с порошком железа микроструктура характеризуется динамически рекристаллизованными зернами α твердого раствора алюминия. Сильный нагрев, вызванный пластической деформацией, приводит к диффузии атомов железа и марганца в зерна твердого раствора, образуя единичные зерна $Al_{12}FeMn$. Также в микроструктуре локализуются наноразмерные частицы железа. В структуре ЗП присутствуют также частицы Mg_2Si , размер которых соизмерим со средним размером α твердого раствора. После четвертого прохода ФПО наблюдается более однородное распределение наноразмерных частиц Fe. В α твердом растворе присутствуют нанодисперсные частицы γ -Fe, а также области вокруг них, состоящей из зерен интерметаллидов $Al_{12}Fe$, $Al_{13}Fe_4$ и $AlFe_3$ в 5% добавке железа, Al_6Fe , $Al_{13}Fe_4$ – 10%, Mg_2Si и $Al_{12}FeMn$.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Mehedi M.A., Bhadhon K.M.H., Haque M.N. Improved Wear Resistance of Al-Mg Alloy with SiC and Al₂O₃ Particle Reinforcement // JOM. Minerals, Metals and Materials Society. – 2016. – Vol. 68, № 1. – P. 300–303.
2. Farajollahi R., Jamshidi Aval H., Jamaati R. Effect of friction surfacing on the microstructural and wear characteristics of Al-Cu-Mg alloy coating reinforced by nickel aluminide // Intermetallics. Elsevier. – 2022. – Vol. 142. – P. 107440.
3. Structure, Mechanical Properties and Friction Characteristics of the Al-Mg-Sc Alloy Modified by Friction Stir Processing with the Mo Powder Addition / T. Kalashnikova et. al. // Metals (Basel). – 2022. – Vol. 12, № 6.
4. Macro- and Microstructure of In Situ Composites Prepared by Friction Stir Processing of AA5056 Admixed with Copper Powders / V. Rubtsov et al. // Materials. – 2023. – Vol. 16, № 3. – P. 1070.

ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА С ДОБАВЛЕНИЕМ ЧИСТОГО ПОРОШКА Ti

Княжев Е.О., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиево-магниево-сплавы обладают относительно низкой плотностью и высокой прочностью, что делает их хорошими конструкционными материалами для применения в авиационной и автомобильной промышленности. Воздушные суда и автомобили, изготовленные из этих сплавов, обеспечивают более низкое топливное потребление и улучшенную энергоэффективность благодаря снижению общей массы конструкции. Однако, мягкая структура алюминия имеет очень низкую износостойкость, что делает проблематичным его использование в различных деталях машин. Создание металломатричных композитов на основе алюминия с добавлением различных упрочняющих компонентов в объем сплава [1] или нанесение покрытий [2] позволяет решить проблему низкой износостойкости. Однако, данные методы создания композитов не позволяют локально воздействовать на материал. Для локальной модификации изделия можно использовать метод фрикционной перемешивающей обработки (ФПО). Фрикционная перемешивающая обработка – метод локальной модификации поверхности путем деформирования материала без его плавления. Для этого используется специальный инструмент, состоящий из пина и плеча. При вращении инструмента его пин внедряется в материал, создавая тепло за счет трения и механическую деформацию в объеме материала, измельчая его структуру, тем самым улучшая свойства. При этом данным методом можно добавлять в объем материала различные модифицирующие добавки, например, порошки из керамики и металла.

Данная тематика исследований насчитывает немало работ, описывающих модификацию поверхности алюминиевых сплавов [3–5]. Наш коллектив также проводит исследования в данном направлении. Уже была рассмотрена ФПО Al-Mg-Sc сплава с порошком Mo [6], Al-Mg сплава порошками ZrW₂O₈ [7] и Cu (99,9%) [8]. Исследования показывают повышение механических свойств материала, в том числе прочности и износостойкости.

В данной работе рассмотрено влияние порошка Ti (99,9%) на структуру и свойства Al-Mg сплава после многопроходной фрикционной перемешивающей обработки. Показана зависимость свойств и структуры от содержания порошка и количества проведенных проходов обработки. Установлено, что увеличение содержания порошка в объеме алюминиево-магниевого сплава приводит к повышению прочности полученного материала, а количество проходов обработки приводит к утонению и гомогенизации структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Mehedi M.A., Bhadhon K.M.H., Haque M.N. Improved Wear Resistance of Al-Mg Alloy with SiC and Al₂O₃ Particle Reinforcement // JOM. Minerals, Metals and Materials Society. – 2016. – Vol. 68, № 1. – P. 300–303.
2. Farajollahi R., Jamshidi Aval H., Jamaati R. Effect of friction surfacing on the microstructural and wear characteristics of Al-Cu-Mg alloy coating reinforced by nickel aluminide // Intermetallics. Elsevier. – 2022. – Vol. 142. – P. 107440.
3. Mohan V.K., Shamnadh M., Sudheer A. Fabrication and Characterization of Friction Stir Welding of AA6061 Using Copper Powder // Mater. Today Proc. Elsevier. – 2018. – Vol. 5, № 11. – P. 24339–24346.
4. An experimental study on friction stir processing of aluminium alloy (AA-2024) and boron nitride (BNp) surface composite / S. Boopathi et al. // Mater. Today Proc. Elsevier. – 2022. – Vol. 59. – P. 1094–1099.
5. Microstructural, mechanical and wear behavior of A7075 surface composite reinforced with WC nanoparticle through friction stir processing / Patel S. Kumar et al. // Mater. Sci. Eng. B. Elsevier. – 2022. – Vol. 276. – 115476.
6. Structure, Mechanical Properties and Friction Characteristics of the Al-Mg-Sc Alloy Modified by Friction Stir Processing with the Mo Powder Addition / T. Kalashnikova et al. // Metals (Basel). – 2022. – Vol. 12, № 6. – 12 pp.
7. In-Situ Al-Mg Alloy Base Composite Reinforced by Oxides and Intermetallic Compounds Resulted from Decomposition of ZrW₂O₈ during Multipass Friction Stir Processing / A. Chumaevskii et al. // Materials (Basel). MDPI. – 2023. – Vol. 16, № 2. – 27 pp.
8. Macro- and Microstructure of In Situ Composites Prepared by Friction Stir Processing of AA5056 Admixed with Copper Powders / V. Rubtsov et al. // Materials (Basel). MDPI. – 2023. – Vol. 16, № 3. – 21 pp.

ЛАЗЕРНАЯ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ, КАК МЕТОД ОЦЕНКИ IN SITU РЕАКЦИИ РАКОВЫХ КЛЕТОК В ДИНАМИКЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С НОСИТЕЛЯМИ ПРОТИВООПУХОЛЕВЫХ ПРЕПАРАТОВ

¹Комарова Е.Г., ^{1,2}Акимова Е.Б., ^{1,3}Казанцева Е.А., ^{1,4}Порохова Е.Д., ^{1,4}Хлусов И.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

⁴Сибирский государственный медицинский университет, Томск

При разработке систем адресной доставки противоопухолевых препаратов необходимыми являются исследования *in vitro* эффективности воздействия высвобождаемого препарата в целевом месте поражения на конкретный вид раковой опухоли. В частности, актуальны развивающиеся методы прижизненной микроскопической визуализации и неразрушающего контроля роста опухолей в организме для исследования *in situ* поведения живых клеток [1]. Новый перспективный метод лазерной интерференционной микроскопии (ЛИМ) позволяет проводить *in situ* измерения морфометрических показателей живых опухолевых клеток и изменение этих показателей в динамике воздействия на них лекарственных препаратов.

Нами разработаны многоуровневые скаффолды-носители лекарственных средств, представляющие собой механически прочный титановый каркас, объемно-пористое кальций-фосфатное (КФ) покрытие, импрегнированное противоопухолевым препаратом 5-фторурацилом (5-ФУ) [2]. С целью изучения направленного и пролонгированного выхода лекарственных препаратов из разрабатываемых носителей и эффективности действия препаратов на опухолевые клетки в работе выполнены исследования *in situ* реакции культуры раковых клеток MCF-7 в динамике взаимодействия (24, 48 и 72 ч) с носителями противоопухолевого препарата 5-ФУ методами ЛИМ и оптической микроскопии (ОМ).

Методом ОМ показано, что раковые эпителиоподобные MCF-7 клетки в *in vitro* культуре имели разнообразную форму: правильную, неправильную; в некоторых случаях образуются симпластоподобные структуры, обусловленные формированием эпителиальных пластов, слиянием или гибелью клеток. Площадь опухолевых клеток, рассчитанная по оптическим изображениям, в контрольной группе (в отсутствии цитостатика 5-ФУ) монотонно увеличилась в 1,5 раза с увеличением времени культивирования от 24 до 72 ч. Это указывает на высокие адгезию и пролиферативную активность клеток в прямом контакте с КФ покрытиями, что согласуется с предыдущими результатами МТТ-теста [2]. Напротив, в присутствии выделившегося из носителей препарата 5-ФУ наблюдалось явное уменьшение площади клеток в 2,5 раза: при 48 ч площадь сократилась до 76 % от контроля, при 72 ч – до 32 % от контроля. В то же время, следует отметить, что при 24 ч исследования площадь опухолевых клеток после контакта с носителями 5-ФУ (367 мкм²) существенно превышала соответствующую величину в контрольной группе (210 мкм²). Известно, что набухание клетки считается морфологическим критерием некроза, а уменьшение ее размеров – признаком апоптоза [3]. Таким образом, можно предположить смену различных вариантов клеточной смерти (некроз, апоптоз), обусловленное экстремальным выделением 5-ФУ из КФ покрытия в течение 1 ч согласно полученным ранее данным [2].

С помощью ЛИМ в режиме фазовых изображений были изучены морфометрические характеристики отдельных живых клеток MCF-7 без признаков митоза, видимых признаков посторонних включений или нехарактерных для исследуемой клеточной линии признаков. Были определены: высота поперечного сечения ядра (максимальная высота фазовой толщины клетки, которая несет количественную информацию об оптических и геометрических свойствах измеряемого объекта); площадь ядра клетки, рассчитанная по фазовому изображению клетки сверху; площадь поперечного сечения ядра; коэффициент округлости ядра (значение 1,0 соответствует правильному кругу); доля клеток с дезорганизацией ядра путем фрагментации и/или выхода содержимого ядра в цитоплазму

через ядерную мембрану. Анализ фазовых изображений клеток MCF-7 в контрольной группе позволил выявить следующие изменения морфометрических показателей в динамике 24 – 72 ч культивирования *in vitro*. Площадь продольного сечения ядра и высота ядра увеличились соответственно от 154 до 181 мкм² и от 182 до 221 нм, в то время как доля ядер с дезорганизацией обратно уменьшилась от 64 до 43 %. При этом площадь поперечного сечения (2,51 – 2,66 мкм²) и коэффициент округлости (0,63 – 0,75) ядер клеток MCF-7 практически не отличались в динамике культивирования *in vitro*. Данные результаты указывают в пользу того, что клетки MCF-7 в контроле хорошо адгезируют, увеличиваются в размерах, и характеризуются высокими коэффициентами правильности (округлости), что согласуется с результатами ОМ.

Импregnация КФ покрытия цитостатиком 5-ФУ привела к *in vitro* гибели опухолевых клеток MCF-7 согласно данным ОМ и ЛИМ. Уже через 24 ч наблюдения площадь продольного и поперечного сечений ядер клеток резко снизилась по сравнению с контролем в 1,5 и 1,3 раза, что предполагает кариопикноз, как общий признак смерти клетки путем апоптоза или некроза. К 72 ч культивирования продольные и поперечные сечения ядер клеток MCF-7 достигли минимальных значений, которые достоверно отличались как от показателей в контроле в 1,6 и 2,6 раза, соответственно, так и от показателей в опыте на 24 ч в 1,5 и 1,3 раза, соответственно. Под действием 5-ФУ, высвобожденного из покрытия, с 24 до 72 ч наблюдения в популяции опухолевых клеток отмечено прогрессирующее линейное (коэффициент детерминации $R^2 = 0,82$) уменьшение коэффициента правильности (округлости) клеточного ядра. Это было обусловлено приростом доли клеток (на 26-38 % в сравнении с контролем) с признаками ядерной дезорганизации (фрагментация ядра, выход содержимого ядра в цитоплазму клеток). Фрагментация ядра является преимущественным маркером апоптоза [4], в то время как повреждение клеточных мембран свидетельствует в пользу некроза [3].

Таким образом, показано, что метод ЛИМ, особенностью которого является неинвазивный характер измерений и отсутствие методик клеточной фиксации и окраски, позволил *in situ* качественно и количественно оценить основные 3D-морфометрические показатели раковых клеток MCF-7. Установлено, что разрабатываемые композитные носители цитостатика 5-ФУ вызывают гибель раковых клеток MCF-7 путем их апоптоза и некроза через 24 ч культивирования *in vitro*.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10265, <https://rscf.ru/project/21-73-10265/>

1. Perrin L, Bayarmagnai B, Gligorijevic B. Frontiers in Intravital Multiphoton Microscopy of Cancer // Cancer Rep. – 2020. – Vol. 3. – No. 1. – P. e1192. – DOI:10.1002/cnr2.1192.
2. UMAOH Calcium Phosphate Coatings Designed for Drug Delivery: Vancomycin, 5-Fluorouracil, Interferon α -2b Case / K. A. Prosolov, E.G. Komarova, E.A. Kazantseva, A.S. Lozhkomoev, S.O. Kazantsev, O.V. Bakina, M.V. Mishina, A.P. Zima, S.V. Krivoshchekov, I.A. Khlusov and Yu. P. Sharkeev // Materials. – 2022. – Vol. 15. – No. 13. – P. 4643. – DOI:10.3390/ma15134643.
3. Crosstalk between apoptosis, necrosis and autophagy / V. Nikolettou, M. Markaki, K. Palikaras, N. Tavernarakis // Biochim. Biophys. Acta Mol. Cell Res. – 2013. – Vol. 1833. – No. 12. – P. 3448–3459. – DOI:j.bbamer.2013.06.001.
4. Quantitative spectrofluorometric assay detecting nuclear condensation and fragmentation in intact cells / P. Majtnerova, J. Capek, F. Petira, J. Handl and T. Rousar // Sci. Rep. – 2021. – Vol. 11. – No. 1. – P. 1–13. – DOI:10.1038/s41598-021-91380-3.

АДГЕЗИОННО-КОГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНЕ

¹Комарова Е.Г., ^{1,2}Казанцева Е.А., ¹Уваркин П.В., ¹М.В. Надежкин

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В современном биомедицинском материаловедении по-прежнему актуально развитие новых методов и подходов к созданию уникальных композиционных материалов, обеспечивающих сочетание биомеханических свойств, которые не могут быть достигнуты с помощью материала, имеющего одну фазу. Имплантаты, разрабатываемые для замещения и/или восстановлении дефектов костной ткани, должны иметь механически прочный, как правило, металлический каркас и биологически активную поверхность, способствующую быстрому сращиванию имплантата с костной тканью. Важным эксплуатационным критерием композиционных материалов, представляющих собой смесь двух и более фаз, например, биоинертная титановая основа и биоактивное кальций-фосфатное (КФ) покрытие, является адгезионная прочность между покрытием и подложкой. Высокая хрупкость объемного КФ керамического покрытия и напротив высокая пластичность титана, отсутствие прочных ковалентных связей между фазами, наличие на границах различных фаз и зерен контактных напряжений, значительно превосходящих уровень средних приложенных напряжений, все это может повлиять на растрескивание и отслаивание покрытия в процессе эксплуатации. Целью настоящей работы было исследование адгезионно-когезионной прочности и деформационного поведения КФ покрытий, сформированных методом микродугового оксидирования (МДО) на поверхности титана.

Нанесение покрытий на титановые пластины (10 мм²×1 мм) осуществляли методом МДО на установке «Micro-Arc 3.0» в импульсном анодном потенциостатическом режиме при параметрах, описанных в работе [1]. В настоящей работе варьировали величину приложенного напряжения 200, 250, 300 и 350 В. Ранее нами в работе [1] методом равномерного отрыва (клеевой метод) была определена величина адгезионной прочности покрытий к подложке и выявлены два типа отрыва: преимущественно когезионный (для покрытий, полученных при напряжениях 200-250 В) и смешанный адгезионно-когезионный (для покрытий, полученных при напряжениях 300-350 В). Повышение приложенного напряжения МДО привело к структурно-морфологическим трансформациям в покрытиях: существенно увеличилась толщина, шероховатость поверхности, размеры элементов структуры (сферы и поры), внутренняя и поверхностная пористость, – в результате чего уменьшилась адгезионная прочность от 23,4 до 7,5 МПа.

В настоящей работе в механических испытаниях методом склерометрии (скретч-тестирование), где более точно имитируются условия нагрузки имплантатов как в живом организме (сдвиговые и сжимающие напряжения), также были обнаружены различия в механизмах разрушения покрытий, сформированных при разных величинах напряжения. Минимальная величина критической нагрузки $LC1$, при которой на оптических изображениях царапины начал наблюдаться отпечаток от индентора, указывающий на поверхностное когезионное разрушение покрытия, составила 0,5 Н для всех покрытий. Однако при дальнейшем линейном увеличении нагрузки, структурно-морфологические изменения в покрытиях, обусловленные повышением напряжения процесса МДО, сопровождались увеличением последующих двух уровней критических нагрузок разрушения покрытия. Критическая нагрузка $LC2$, соответствующая смешанному когезионно-адгезионному разрушению, существенно увеличилась от 5,5 до 17,2 Н, и нагрузка $LC3$, соответствующая полному отслоению покрытия (адгезионное разрушение), увеличилась от 18,6 до 35,5 Н. Увеличение данных критических нагрузок разрушения покрытий при повышении напряжения МДО мы связываем с увеличением толщины и шероховатости поверхности, в результате чего индентору требуются большие нагрузки, чтобы проникнуть на всю глубину

покрытия. Кроме того, увеличенные в размерах поры, иерархически распределенные по всей толщине покрытия, могут служить в качестве дефлекторов кончиков трещин, возникающих при разрушении покрытия, и для их распространения по толщине требуется более высокое критическое напряжение сдвига.

Одноосное продольное растяжение титановых образцов с покрытиями в сочетании с *in situ* визуализацией позволило изучить механизм разрушения КФ покрытия, сформированного при напряжении 200 В и имеющего толщину 50-60 мкм. С помощью высокоскоростной видеосъемки процесса растяжения образцов были определены уровень деформации и соответствующее напряжение, при которых начали зарождаться трещины в покрытиях. Для анализа деформационного поведения КФ покрытия отдельно от пластической деформации титановой подложки были исследованы три типа образца: 1) титановый образец без покрытия, 2) образец с покрытием, зажатым в захваты, 3) образец с покрытием, не попавшим в захваты. КФ покрытие зажатое в захваты начало разрушаться при напряжении 258 МПа, а покрытие, не попавшее в захваты, – при напряжении 255 МПа, что значительно выше рассчитанных из диаграмм «напряжение-деформация» пределов текучести $\sigma_{0,2}$ данных композиционных образцов, которые составили соответственно 201 и 188 МПа. Остаточная деформация, при которой покрытие начало разрушаться, не превысила 1,3%, что подтверждает хрупкое разрушение покрытия. Разрушение покрытий, независимо от способа размещения в захватах, происходило посредством образования и распространения трещин от границ рабочей части образцов по нормали к прилагаемой нагрузке. При линейном увеличении нагрузки трещины расширялись, раскрывая подложку, и продвигались через центр образца к противоположной границе. Полагаем, что хрупкое разрушение покрытия на вязко разрушающейся подложке может сдерживать деформацию всего композита. Таким образом, данные результаты показали, что КФ покрытие (при условии попадания покрытия в захват) вносит небольшой вклад в упрочнение композита при деформировании в упругой области.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW - 2021-0007.

1. Relationship between the porous structure hierarchy and the physical and mechanical properties of calcium phosphate drug carriers / E.G. Komarova, M.B. Sedelnikova, E.A. Kazantseva, P.V. Uvarkin, and Yu. P.Sharkeev // Russian Physics Journal. – 2020. – V. 63. – № 3. – P. 1249 – 1256. – DOI: 10.1007/s11182-020-02151-y.

ПОВЫШЕНИЕ АДГЕЗИИ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПОЛИФЕНИЛЕНСУЛЬФИДА ЗА СЧЕТ ПЛАЗМЕННОЙ ПРЕДОБРАБОТКИ ВОЛОКОН

^{1,2}Космачев П.В., ¹Панов И.Л., ¹Степанов Д.Ю., ²Панин С.В.

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Углекомпозиаты на основе термопластичных полимеров, среди которых выделить и полифениленсульфид (ПФС), в последние годы получили широкое распространение в качестве конструкционных материалов различного назначения. Так, ПФС способен выдерживать нагрузки при температурах свыше 200 °С, сохраняя при этом свои размеры и форму, обладает стойкостью к большинству растворителей, имеет отличные свойства как электроизолятор. Кроме того, в сравнении с другими высокотехнологичными полимерами, он обладает высокой текучестью, что выделяет его с точки зрения технологической применимости в качестве матрицы для армированных углеволокном композитов.

Одними из наиболее распространенных композитов являются слоистые. Они имеют высокие упруго-прочностные характеристики в плоскости армирования, но низкоэффективны при поперечных и межслоевых нагрузках. Чтобы решить данную проблему разрабатываются различные способы усиления межслоевого взаимодействия (адгезии). Помимо традиционных методов химической обработки волокон, все больше внимания привлекает многообещающая экономически и экологически обоснованная альтернативная технология их плазменной обработки. Плазменная обработка поверхности – это относительно простой процесс, чистый, не содержащий растворителей, экономящий время и безвредный для окружающей среды. Генерирующие плазму установки позволяют эффективно модифицировать поверхность обрабатываемых материалов как с механической точки зрения, путем бомбардировки поверхности различными частицами плазмы (электронами, ионами, радикалами и нейтралами), что приводит к увеличению микрошероховатости, так и с точки зрения ее химической активации. В работе применялась установка для обработки материалов низкотемпературной плазмой атмосферного разряда с убегаящими электронами.

Данное фундаментальное исследование направлено на установление закономерностей в повышении межслоевого адгезионного взаимодействия в полимерных композиционных материалах на термопластичной основе (ПФС) за счет дополнительной плазменной предобработки углеродных волокон. Уровень межслоевой адгезии в получаемых композитах оценивался в испытаниях на предел прочности при межслоевом сдвиге короткой балки.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2022-0018.

ПОРИСТЫЕ ПОДДЕРЖКИ ДЛЯ МЕМБРАН СЕЛЕКТИВНОЙ ОЧИСТКИ ГАЗОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ СПЕКАНИЕМ ПРЕКЕРАМИЧЕСКОЙ БУМАГИ Al_2O_3

Кроткевич Д.Г., Кашкаров Е.Б., Пушилина Н.С., Забанов Ж.Г.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

На сегодняшний день существует различные технологии очистки и сепарации водорода такие как, мокрая очистка, сухая чистка, адсорбция при переменном давлении, мембранное разделение, криогенная дистилляция [1]. Среди вышеперечисленных технологий мембранная выделяется благодаря: гибкости в эксплуатации, энергоэффективности, компактности и лёгкой интеграции в промышленные процессы [2]. Эффективные высокотемпературные мембраны изготавливаются из тонких слоев металлов на основе палладия или других высокопроницаемых металлов, нанесенных на пористые керамические поддержки [3]. Керамические поддержки должны обладать высокой стойкостью к водородному охрупчиванию, высокой газопроницаемостью и высокой механической прочностью [1-3]. Перспективным методом создание мембран является использование поддержек, изготовленных из прекерамической бумаги. Этот метод может позволить создавать мембраны различной геометрии с градиентом пористости, для более лучшей очистки водорода. Целью работы являлось изготовление и исследование свойств поддержек, полученных из прекерамической бумаги на основе Al_2O_3 .

Изготовление образцов проводилось методом искрового плазменного спекания (ИПС) на установке SPS 10–4 machine (GT Advanced Technologies, Santa Rosa, CA, USA) в графитовой пресс-форме. Спекание осуществлялось в условиях вакуума с пирометрическим контролем температуры. Для получения поддержек с различной пористостью варьировалась температура спекания в диапазоне от 1200 до 1400 °C. Время выдержки составляло 5 минут, скорость нагрева – 180 °C/мин. В процессе спекания контролировались: температура образца, давление прессования, ток, давление в камере и перемещение пуансонов. Анализ фазового состава и кристаллической структуры осуществлялся методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Shimadzu XRD 7000S ($\text{CuK}\alpha$ излучение). Анализ дифракционных картин проводился с использованием программы Slev+ и базы данных ICDD PDF-4+. Пористость, кажущаяся плотность образцов измерялись по методу гидростатического взвешивания. Проницаемость водорода исследовалась на разработанной в лаборатории установке на базе автоматизированного комплекса Gas Reaction Automated Machine (GRAM).

Согласно рентгеноструктурному анализу, образцы содержат только фазу $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ с ромбоэдрической кристаллической решеткой с параметрами $a=4.7603 \text{ \AA}$ и $c=12.9995 \text{ \AA}$. В таблице 1 приведены результаты измерения открытой пористости, водопоглощения, кажущейся плотности методом гидростатического взвешивания. Открытая пористость для образцов, полученных при температурах спекания 1200 и 1300 °C составляет 38 и 37,3 % от общей пористости образцов. Увеличение температуры спекания до 1400 °C способствует уплотнению образцов и снижению открытой пористости до 0,4 % от общей пористости образцов (таблица 1).

Таблица 1. Водопоглощение, открытая пористость, кажущаяся плотность Al_2O_3

Температура спекания, °C	Водопоглощение, %	Открытая пористость, %	Кажущаяся плотность, г/см ³
1200	14,0	38,0	2,15
1300	13,3	37,3	2,22
1400	0,1	0,40	3,72

По результатам испытания на водородопроницаемость, установлено, что образцы спекаемые при температуре 1400 °C практически не пропускают водород, максимальный поток для таких образцов составляет $0,05 \text{ моль}(\text{H}_2)\text{м}^2\text{с}^{-1}$. Снижение температуры спекания и, как следствие, увеличение пористости образцов приводит к росту водородной

проницаемости образцов на несколько порядков. Увеличение давления в диапазоне от 0,1 до 0,5 МПа приводит к росту потока водорода через образцы из-за увеличения движущей силы проникновения водорода.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Государственного задания в рамках научного проекта № FSWW-2021-0017.

1. Li P., Chen H. Z., Chung T. S. The effects of substrate characteristics and pre-wetting agents on PAN–PDMS composite hollow fiber membranes for CO₂/N₂ and O₂/N₂ separation // J. Membr. Sci. – 2013. – Vol. 434. – P. 18-25. – DOI:10.1016/j.memsci.2013.01.042.
2. A review on types, fabrication and support material of hydrogen separation membrane / P. Neha, A. Madhu, M. Karishma, S. Yogendra // Mat.Today: Proc. – 2020. – №28. – P. 1386-1391. – DOI:10.1016/j.matpr.2020.04.806.
3. Recent advances in membrane technologies for hydrogen purification / G. Bernardo, T. Araújo, T. da Silva Lopes, J. Sousa, A. Mendes // Int. J. Hydrog. Energy. – 2020. – Vol. 45, №. 12. – P. 7313-7338. – DOI:10.1016/j.ijhydene.2019.06.162.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ЗЁРЕННО-СУБЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ *abc* ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА

Круковский К.В., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бобров Д.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что сплавы на основе никелида титана проявляют термоупругие мартенситные превращения (МП), которые являются основой эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, и эти эффекты используются в технике и медицине [1, 2]. Эти сплавы с ультрамелкозернистой структурой, которые получают методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [3, 4], представляют особый интерес.

В настоящей работе с помощью растрового электронного микроскопа Apreo 2 S с приставкой для исследования дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) EDAX Velocity Super исследована морфология зёренно-субзёренной структуры образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) после изотермического *abc* прессования при 573 К с заданной величиной истинной деформации $\epsilon = 9,55$ и последующего отжига в течении 2 часов при 773 К.

Исследования методом ДОЭ (в работе проанализировано 5 карт 20×16 мкм, шаг сканирования 30 нм) показали, что наибольший средний доверительный индекс имела фаза B2 – $CI=0,203$, для B19' – $CI=0,05$, а для R фазы он имел наименьшее значение – $CI=0,02$. Относительная доля детектированной поверхности составила для всех карт не менее 40 % от площади карты. Детектирование картин дифракции затруднено, что связано с наличием остаточных напряжений, высокой плотностью дефектов, а также большой протяжённостью границ зёрен. Несмотря на сравнительно невысокий уровень качества детектирования, полученные результаты позволили провести анализ зёренно-субзёренной структуры в исследуемых образцах. Средняя величина зёрен была определена методом по эквивалентному диаметру зерна и составила $0,203 \pm 0,053$ мкм. Средняя величина разориентации границ зёрен составила 39,6 градусов, соотношение протяжённости межзёренных большеугловых границ (от 16 до 65 градусов) к малоугловым (от 2 до 15 градусов) составило для всех карт примерно 5:1 (без учёта субграниц внутри зёрен). Анализ картин зёренно-субзёренной структуры показал, что зёрна имеют в основном одинаковую форму в виде эллипса с соотношением осей 0,48. Вместе с тем необходимо отметить, что встречаются зёрна вытянутой формы, внутренняя структура которых фрагментирована. Из анализа полученных картин видно, что чем больше вытянуто зерно, тем больше оно в своём объёме имеет субграниц; в свою очередь, зёрна с относительно высоким отношением малой оси эллипса к главной оси, то есть более равноосные, практически не имеют в своём объёме субграниц. Показано также, что в больших фрагментированных зёрнах наблюдается наибольшая разориентация отдельных участков кристаллической структуры относительно средней ориентации зерна, то есть между точками сканирования внутри зерна наблюдается дискретно-непрерывная разориентация кристаллической структуры. Внутри таких зёрен разориентация может достигать 30 градусов между начальной и конечной точками измерения, что соответствует 5 градусам на 1 микрометр. По всей видимости, это связано с наличием в таких зёрнах незамкнутых стенок дислокаций, то есть дисклинаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

1. Otsuka K., Wayman C.M. Shape memory materials. Cambridge, Cambridge University Press, 1998. –298 p.
2. Morgan N.B. Medical shape memory alloy applications - the market and its products // Materials Science and Engineering: A. – 2004 – Vol. 378. – P. 16–23.
3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications // New Jersey: Wiley & Sons, 2014. – 450 p.
4. Pelton A.R., Russell S.M., DiCello J. The physical metallurgy of nitinol for medical applications // JOM. – 2003. – Vol. 55. – P. 33–37. – DOI:10.1007/s11837-003-0243-3.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al-Mg-WC

Крылова Т.А., Васильева М.П., Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Научные коллективы большинства развитых стран мира ведут разработки, направленные на создание композитных материалов на основе алюминия, обладающих высокой прочностью и малым весом, с целью их применения в авиационной и космической промышленности, автомобильной, судостроительной отраслях, химическом производстве и ядерной энергетике. В зависимости от условий эксплуатации получение дисперсно-армированных композитных материалов во всем объеме не всегда целесообразно. Поэтому с экономической точки зрения поверхностное упрочнение (например, наплавка) является весьма актуальной задачей.

Одним из методов получения композитных покрытий на поверхности металлов и сплавов для улучшения их свойств, используя принципы экономного легирования тугоплавкими соединениями, является технология электронно-лучевой обработки с применением высокоэнергетического пучка электронов выведенного в атмосферный воздух. Применение метода электронно-лучевой наплавки вне вакуума с использованием ускорителя ЭЛВ-6 для нанесения композитных покрытий на алюминиевый сплав является весьма перспективным.

В данной работе проведены исследования возможности получения композитных покрытий методом электронно-лучевой наплавки вне вакуума порошка карбида вольфрама на подложку алюминиевого сплава АМг-6. Показано, что толщина композитных покрытий Al-Mg-WC составляет 5.2 ± 0.3 мм без наличия трещин и пор. Структура покрытий характеризуется относительно равномерным распределением упрочняющих частиц (рис.1). Под действием высокоэнергетического электронного луча наблюдается частичное растворение WC. В результате межфазных взаимодействий WC с матрицей в структуре композитных покрытий помимо основных фаз Al, Mg_2Al_3 , WC, наблюдается образование $Al_{12}W$, Al_4W . Наличие частиц WC и выделение новых фаз $Al_{12}W$ и Al_4W приводят к повышению значения микротвердости покрытий в 1.5 раза по сравнению с материалом подложки из сплава АМг6. Результаты скретч-теста показали, что материалы покрытий более прочные по сравнению с АМг6.

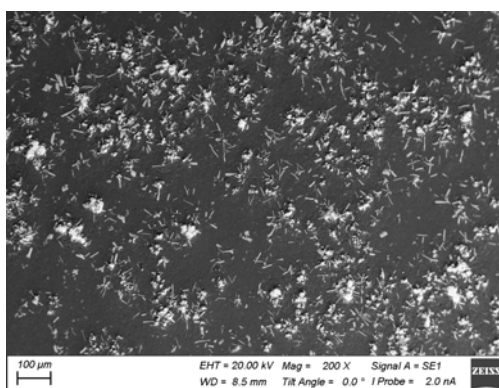


Рис. 1. РЭМ-изображение структуры композитного покрытия Al-Mg-WC

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

Авторы выражают благодарность за оказанную помощь Голковскому Михаилу Гедалиевичу (Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН) в проведении электронно-лучевой наплавки вне вакуума.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛОСКОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА И ТРЕНИЯ В КОНТАКТЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ AISI 52100 ПРИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕМ ВЫГЛАЖИВАНИИ

¹Кузнецов В.П., ¹Скоробогатов А.С., ²Смолин И.Ю.

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Исследования процесса выглаживания в основном посвящены использованию алмазного обрабатывающего инструмента традиционной сферической формы [1]. В случае цилиндрической формы инструмента это обычно длинный цилиндр, ось которого параллельна обрабатываемой поверхности [2]. Создание нового инструмента с плоским цилиндрическим индентором из кубического нитрида бора открывает широкие возможности для реализации наноструктурирующего выглаживания закаленной подшипниковой стали [3]. Во-первых, сменный цилиндрический индентор имеет высокий ресурс за счет многократного поворота вокруг своей оси. Во-вторых, изменение угла его наклона к обрабатываемой поверхности дает возможность управлять контактным давлением сжатия и пластической деформацией сдвига, определяющих условия формирования наноструктурного состояния.

В работе приведены результаты комплекса исследований процесса наноструктурирующего выглаживания закаленной подшипниковой стали AISI 52100 инновационным инструментом с плоским цилиндрическим индентором из кубического нитрида бора CBN010 фирмы SECO, наклоненного под углом к обрабатываемой поверхности. Исследования выполнены при изменении угла наклона цилиндрического индентора в диапазоне от 0.5° до 2.5° в условиях сухого скольжения со скоростью 25 м/мин.

Экспериментальные исследования проводились при выглаживании плоскостей разрезного диска инструментом, установленным в динамометре Kistler 9257BA. Динамометрия процесса позволила установить, что коэффициент трения изменяется линейно от максимальной величины $\mu = 0.33$ при угле $\alpha = 0.5^\circ$ до минимального значения $\mu = 0.26$ при $\alpha = 2.0^\circ$. На основе 3D-профилометрии сопрягаемых поверхностей разрезного диска определены относительные и истинные деформации стали после выглаживания. Истинные деформации растут от $\varepsilon = 1.05$ при угле $\alpha = 0.5^\circ$ до $\varepsilon = 2.4$ при угле $\alpha = 2.5^\circ$. Выполнены исследования микротвердости, микроструктуры и шероховатости поверхностного слоя диска при оптимальной силе выглаживания 250 Н и подаче 0.04 мм/об. Минимальное значение микротвердости 1152,6 HV_{0.05} соответствует углу $\alpha = 0.5^\circ$. Максимальная величина 1508,2 HV_{0.05} имеет место при угле наклона 2° . Просвечивающая микроскопия в полной мере объясняет достигнутый уровень микротвердости, поскольку минимальный размер нанокристаллитов в пределах 15...30 нм имеет место при углах наклона индентора 2 и 2.5° . Шероховатость поверхности изменяется противоположно твердости и при малых углах наклона от 0,5 до $1,5^\circ$ Ra составляет от 120.3 до 161.8 нм. При увеличении наклона до 2.5° величина Ra существенно возрастает до 360.16 нм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета в соответствии с программой стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

1. Maximov J., Duncheva G. The correlation between surface integrity and operating behaviour of slide burnished components—A review and prospects // Appl. Sci. – 2023. – Vol. 13. – P. 3313. – DOI 10.3390/app13053313.
2. Study of the mechanism of the burnishing process with cylindrical polycrystalline diamond tools / H. Luo, J. Liu, L. Wang, Q. Zhong // J. Mater. Process. Technol. – 2006. – Vol. 180. – P. 9–16. – DOI 10.1016/j.jmatprotec.2005.03.041.
3. Finite element simulation and experimental investigation of nanostructuring burnishing AISI 52100 steel using an inclined flat cylindrical tool / V. Kuznetsov, I. Smolin, A. Skorobogatov, A. Akhmetov // Appl. Sci. – 2023. – Vol. 13. – P. 5324. – DOI 10.3390/app13095324.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Кузьминов Е.Д., Гаранин Ю.А., Шугуров А.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Нитридные покрытия широко применяются для защиты деталей и механизмов, работающих в условиях высоких фрикционных нагрузок и повышенной температуры. В частности, покрытия Ti-Al-N в настоящее время используются в машиностроении, авиакосмической, обрабатывающей и других областях промышленности благодаря их высокой износостойкости, термической стабильности и стойкости к окислению [1]. Однако, повышение рабочих температур свыше 900 °С приводит к переходу кубического AlN в стабильную гексагональную вюрцитную фазу, что сопровождается резким снижением твердости и износостойкости покрытий. Одним из вариантов решения данной проблемы служит легирование покрытий дополнительными химическими элементами. Например, введение Ta приводит к существенному увеличению трещиностойкости и термической стабильности покрытий на основе системы Ti-Al-N [2]. С другой стороны, более низкая твердость и наличие столбчатой структуры, препятствуют широкому распространению Ti-Al-Ta-N в качестве материала для защитных покрытий. Решением данной проблемы может служить создание в покрытиях двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры путем их легирования Si [3]. Однако в настоящее время отсутствуют данные о влиянии параметров нанесения покрытий Ti-Al-Ta-N, легированных кремнием на их свойства. Таким образом, целью данной работы является исследование влияния температуры подложки, напряжения смещения и парциального давления азота на структуру и механические характеристики покрытий Ti-Al-Ta-Si-N.

Покрытия Ti-Al-Ta-Si-N наносили методом реактивного магнетронного распыления с помощью двух круглых планарных магнетронов с мишенями TiAlSi и Ta диаметром 125 и 100 мм соответственно. Осаждение осуществлялось в среде из смеси газов аргона и азота на подложки из стали (12X18H10T) и кремния. Стальные подложки подвергались механической шлифовке и полировке с последующей очисткой в ультразвуковой ванне в спирте, а также ионной очистке в атмосфере аргона в течение 20 минут при давлении 0,1 Па.

Методами энергодисперсионной спектроскопии, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгеновской дифракции были изучены элементный состав, микроструктура поперечного сечения, морфология поверхности и фазовый состав покрытий. Механические характеристики покрытий были исследованы методом наноиндентирования. Остаточные напряжения в покрытиях были определены с помощью метода измерения прогиба кремниевой подложки, путем определения радиуса её кривизны контактным профилометром до и после нанесения покрытия.

В результате проведенных исследований установлено, что изменение температуры подложки T_s в диапазоне от 25 до 425 °С не оказывает существенного влияния на элементный и фазовый составы, морфологию поверхности, микроструктуру и скорость осаждения покрытий Ti-Al-Ta-Si-N. В то же время, с увеличением T_s в покрытиях наблюдается рост остаточных сжимающих напряжений, что способствует повышению их твердости H . Также происходит уплотнение структуры покрытий, вследствие чего их приведенный модуль Юнга E^* также возрастает с повышением T_s .

Показано, что при увеличении отрицательного напряжения смещения U_s от 0 до -250 В имеет место снижение относительного содержания в покрытиях Al и Si, и, как следствие, рост содержания Ti. При этом содержание Ta остается практически постоянным. Изменение элементного состава покрытий связано с эффектом их самораспыления из-за бомбардировки высокоэнергетическими ионами, который становится более выраженным с ростом U_s . При этом преимущественно распыляются более легкие атомы, т.е. Al и Si, что снижает их содержание в покрытии. Самораспыление покрытий также обуславливает формирование на

их поверхности зубчатого рельефа. Причем высота неровностей, и как следствие, шероховатость поверхности растут с повышением U_s . Кроме того, с увеличением U_s из-за снижения содержания Si с 11 до 8 ат.% микроструктура покрытий меняется от однородной мелкозернистой к столбчатой. Остаточные сжимающие напряжения в покрытиях сначала возрастают, достигая $-5,8$ ГПа при $U_s = -100$ В, после чего снижаются до $-2,8$ ГПа при $U_s = -250$ В. Аналогичную зависимость от U_s демонстрируют твердость и приведенный модуль Юнга. Выявленная зависимость механических характеристик покрытий от напряжения смещения объясняется тем, что небольшое U_s способствует уплотнению структуры покрытий, вследствие внедрения высокоэнергетических ионов, а при больших U_s они, напротив, становятся менее плотными из-за образования столбчатых зерен.

Показано, что в диапазоне отношений парциального давления азота к общему давлению газовой смеси P_{N_2}/P_t от 0,1 до 0,4 происходит переход от металлического режима распыления мишеней Ti-Al-Si и Ta к режиму распыления химических соединений. Металлический режим распыления, который реализуется при $P_{N_2}/P_t = 0,1$, характеризуется наиболее высокой скоростью осаждения покрытий, однако они обладают нестехиометрическим элементным составом ввиду недостаточного содержания азота. При $P_{N_2}/P_t = 0,17$ имеет место переходный режим, когда наряду с распылением атомов распыляется некоторое количество нитридных соединений, что приводит к снижению скорости осаждения. Наконец, при $P_{N_2}/P_t \geq 0,23$ реализуется режим, в котором преимущественно происходит распыление химических соединений. В этом режиме скорость осаждения покрытий падает еще сильнее, однако, содержание азота в покрытиях становится близким к стехиометрическому. Методом рентгеновской дифракции установлено, что покрытия Ti-Al-Ta-Si-N, полученные при $P_{N_2}/P_t = 0,1$, являются рентгеноаморфными. Покрытия, нанесенные при $P_{N_2}/P_t \geq 0,17$, представляют собой твердый раствор Ti-Al-Ta-Si-N с однофазной ГЦК структурой типа NaCl. С увеличением P_{N_2}/P_t наблюдается формирование в покрытиях сильной текстуры (200). СЭМ-исследования показали, что покрытия, полученные при $P_{N_2}/P_t = 0,1$, обладают плотной микроструктурой без заметных деталей, которая характерна для аморфных покрытий. Остальные покрытия имеют мелкозернистую микроструктуру без столбчатых зерен. Показано, что остаточные сжимающие напряжения в покрытиях сначала возрастают с повышением парциального давления азота и достигают максимальной величины $-5,9$ ГПа при $P_{N_2}/P_t = 0,23$. При более высоких значениях P_{N_2}/P_t формирование в покрытиях текстуры (200) приводит к уменьшению напряжений. Изменения химического состава и текстуры покрытий Ti-Al-Ta-Si-N, а также остаточных напряжений приводят к тому, что максимальными значениями H и E^* характеризуются покрытия при $P_{N_2}/P_t = 0,23$. Таким образом, установлено, что максимального повышения механических характеристик покрытий Ti-Al-Ta-Si-N удастся добиться при $T_s = 425$ °C, $U_s = -100$ В и $P_{N_2}/P_t = 0,23$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00441).

1. Temperature driven evolution of thermal, electrical, and optical properties of Ti-Al-N coatings / R. Rachbauer, J.J. Gengler, A.A. Voevodin, K. Resch, P.H. Mayrhofer // Act. Mater. – 2012. – V. 60. – P.2091-2096. – DOI:10.1016/j.actamat.2012.01.005.
2. Influence of Ta on the fracture toughness of arc evaporated Ti-Al-N / W.M. Seidl, M. Bartosik, S. Kolozsvari, H. Bolvardi, P.H. Mayrhofer // Vacuum. – 2018. – Vol. 150. – P. 24-28. – DOI:10.1016/j.vacuum.2018.01.028.
3. Improvement of mechanical Properties and Adhesion of Ti-Al-Si-N Coatings by Alloying with Ta / A.R. Shugurov, E.D. Kuzminov, Y.A. Garanin, A. V. Panin, A.I. Dmitriev // Lubricants – 2022. – Vol. 10. – 178. – DOI: 10.3390/lubricants10080178.

ТЕПЛООБМЕННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ДЛЯ ВОДОРОДНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

Курдюмов Н., Кудияров В.Н., Пушилина Н.С., Эльман Р.Р.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Водородной энергетике уделяется особое внимание благодаря ее значительной роли в решении проблемы изменения климата и загрязнения атмосферы во всем мире. Ее хранение и использование стимулируют исследования материалов для хранения водорода и аккумуляторных батарей [1]. На данный момент времени существует несколько ключевых факторов, на которые направлены исследования в процессе создания металлгидридных аккумуляторов. Одним из методов решения проблемы малой водородной емкости используемых материалов-накопителей водорода является введение в определенном массовом соотношении легирующих добавок на основе углеродных нанотрубок, металл-органических каркасных структур и др. Также путем введения легирующих элементов можно улучшить циклическую стабильность материала-накопителя в процессах сорбции/десорбции водорода. Оптимизация процесса теплообмена в водородных аккумуляторах позволяет повысить емкостную эффективность использования материала-накопителя водорода, для этого используют теплообменные элементы [2]. Определение оптимального соотношения объемов теплообменника и металлгидридной засыпки напрямую влияет на характеристики водородного аккумулятора. Исходя из этого процессы моделирования и изготовления теплообменных элементов для водородных аккумуляторов является актуальным исследованием.

Теплообменные элементы различной геометрии были изготовлены методом электронно-лучевого аддитивного сплавления. Для проведения экспериментальных исследований был изготовлен прототип металлгидридного баллона. В крышку прототипа вмонтированы штуцеры для охлаждающей жидкости, ввод для термопар. Термопары были расположены в экспериментальной камере следующим образом: расстояние между длинной термопарой, длина которой составила 10 см, было равным 1 см. Короткая же термопара длиной в 6,5 см была расположена на расстоянии 1,4 см от трубки с теплоносителем. Прототип баллона был подключен к жидкостному термостату КРИО-ВТ-01 для подачи теплоносителя температурой до 100°C в U-образную трубку теплообменника, а также к автоматизированному комплексу Gas Reaction Controller для изучения процессов теплопередачи, сорбции и десорбции водорода для вакуумной откачки или напуска атмосферы водорода в объем металлгидридного баллона.

По результатам проведенного исследования построена зависимость температуры внутри водородного аккумулятора от объема, занимаемого теплообменником и металлгидридной засыпкой LaNi_5 . Наибольший объем металлгидридной засыпки LaNi_5 будет сохраняться при использовании только одной U-образной трубки без дисков, подсоединённых к ней, и наоборот при подсоединении максимального количества полнотелых дисков объем LaNi_5 в металлгидридном аккумуляторе будет минимальным. Исходя из полученной зависимости оптимальное отношения объема теплообменника к объему металлгидридной засыпки составило применение трех дисков сложной геометрической формы. Также приемлемо использование теплообменника с пятью дисками сложной геометрической формы или тремя дисками с отверстиями.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ проект 22-29-01280.

1. Recent Progress Using Solid-State Materials for Hydrogen Storage / F Lee, S.Y.; Lee, J.H.; Kim, Y.H.; Kim, J.W.; Lee, K.J.; Park, S.J. // Processes. – 2022. – Vol. 10, №. 2. – P. 304-320. – DOI:10.3390/pr10020304.
2. Usman M. R. Hydrogen storage methods: Review and current status // Renew. Sust. Energ. Rev. – 2022. – Vol. 167. – Article number. 112743. – DOI:10.1016/j.rser.2022.112743.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ Al-SHS7574, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

^{1,2}Кучумова И.Д., ³Шикалов В.С., ³Видюк Т.М., ⁴Ухина А.В., ¹Батаев И.А.

¹Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

²Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

³Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

⁴Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

Использование порошков многокомпонентных сплавов с высокой стеклообразующей способностью в качестве армирующих частиц в объемных композитах является перспективным направлением. Метод электроискрового спекания (*spark plasma sintering* – *SPS*) является наиболее эффективным для получения композиционных материалов, так как в процессе спекания возможно сохранение исходной аморфной структуры упрочняющих частиц за счет сокращения времени температурного воздействия в процессе спекания. В работе [1] показано, что при использовании температуры спекания 540 °С в процессе *SPS* вокруг аморфных частиц сплава Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ образуются реакционные слои, состоящие из алюминидов железа. Увеличение температуры спекания до 570 °С способствует росту толщины реакционных слоев. При этом следует отметить, что частицы сплава Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ сохранили метастабильную структуру вследствие спекания композита в области переохлажденной жидкости аморфного сплава. Образование реакционного слоя увеличило твердость полученных композитов.

В рамках данной работы проведено исследование влияния температуры отжига на фазовый состав, структуру и свойства композиционных покрытий Al-SHS7574, полученных методом холодного газодинамического напыления.

Для напыления использовалась порошковая смесь алюминия и сплава SHS7574 с соотношением 50/50 об. %. Покрытия формировались на алюминиевых подложках с использованием экспериментальной установки холодного газодинамического напыления высокого давления, разработанной и сконструированной в ИТПМ СО РАН (Россия) и оснащенной осесимметричным соплом Лаваля OUT1 (Impact Innovations GmbH, Германия). В качестве ускоряющего газа использовался воздух при давлении 4 МПа и температуре 300 °С. Дистанция напыления составляла 30 мм. Сопло перемещалось относительно подложки со скоростью 200 мм/с с шагом смещения 3 мм для получения непрерывного слоя покрытия на всей поверхности подложки. Покрытия отжигались в вакуумной печи (VSE_VACUUM_FURNACE, Россия) при температуре 540 °С и 600 °С и давлении 1,33·10⁻³ Па. Образцы нагревались до выбранной температуры со скоростью 10 °С/с.

Поперечное сечение напыленного покрытия показано на рис. 1а. Среднее содержание порошка SHS7574 составляет ~ 48 об. %, что свидетельствует о близких значениях коэффициентов использования порошков при выбранном режиме напыления. Частицы сплава на основе железа сохранили сферическую форму и относительно равномерно распределены в алюминиевой матрице. Вследствие низкой пластичности частично аморфных сплавов в объеме некоторых частиц видны трещины. Будучи более мягкими, по сравнению с многокомпонентным сплавом, частицы алюминия значительно деформировались и сформировали плотную однородную матрицу. Пористость покрытий составляет менее 1 %. На рис. 1б и рис. 1в показаны увеличенные микрофотографии покрытий Al-SHS7574 после отжига при 540 °С и 600 °С, соответственно. Отжиг при 540 °С привел к росту толщины реакционных слоев (светло-серая фаза на рис. 1б) вокруг частиц SHS7574 (практически белые на рис. 1б). Повышение температуры отжига способствовало увеличению толщины реакционных слоев (рис. 1в). В образце после отжига при 600 °С присутствовали иглообразные структуры, образование которых связано с локальным плавлением алюминия во время экзотермической реакции между алюминием и порошком SHS7574 в процессе

отжига. Отжиг покрытий при 600 °С привел к увеличению пористости покрытий (до 30 %), что связано с эффектом Киркендалла.

На рис. 2 представлены рентгенограммы Al-SHS7574 покрытий. На рентгенограмме покрытия после напыления отсутствуют продукты реакции алюминия и частиц SHS7574. После отжига при 540 °С покрытие содержит в реакционных слоях фазы $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (FeAl_3) и Fe_2Al_5 . С повышением температуры отжига содержание фаз $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ и Fe_2Al_5 увеличилось. Также вследствие кристаллизации частиц из многокомпонентного сплава наблюдается выделение фаз Fe_{23}B_5 и Fe_5C_2 . Несмотря на то, что на изображениях микроструктуры покрытий после отжига при 600 °С практически отсутствует алюминиевая матрица (рис. 1в), из представленных рентгенограмм можно сделать о том, что алюминий все еще содержится в покрытии. Твердость напыленного и отожженных при 540 °С и 600 °С покрытий составляет 60 HV₁, 85 HV₁ и 370 HV₁, соответственно.

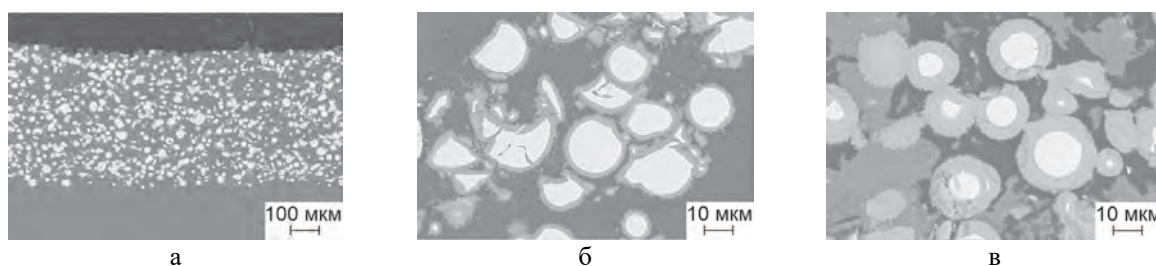


Рис. 1. Поперечные сечения Al-SHS7574 покрытий: исходное (а); после отжига при 540 °С (б); после отжига при 600 °С (в)

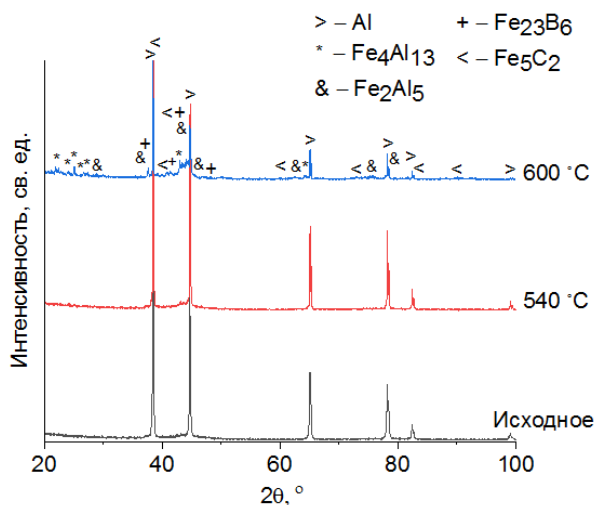


Рис. 2. Рентгенограммы композиционных покрытий Al-SHS7574

Впервые показана возможность получения покрытий путем холодного газодинамического напыления порошковой смеси алюминия и порошка частично аморфного сплава на основе железа. Состав покрытий Al-SHS7574 практически не отличался от состава исходной порошковой смеси. Отжиг покрытий при 540 °С и 600 °С способствовал образованию реакционных слоев, состоящих из интерметаллидов, боридов и карбидов, что способствовало увеличению твердости покрытий.

Работа выполнена в рамках государственного договора Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (Государственный регистрационный номер FWGG-2019-0003).

1. Interaction between $\text{Fe}_{66}\text{Cr}_{10}\text{Nb}_5\text{B}_{19}$ metallic glass and aluminum during spark plasma sintering / D.V. Dudina, B.B. Bokhonov, I.S. Batraev // Mater. Sci. Eng. A – 2021. – Vol. 799. – 140165. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140165.

ПОЛУЧЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ СОПЕЛ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА И МЕДИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Кушнарёв Ю.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Белобородов В.А.,
Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Аддитивное производство сложных 3D-изделий из разнородных материалов представляет большой технический интерес, поскольку дает возможность использовать детали в различных областях применения, где требуется соответствие одновременно двум критериям, например, легкость конструкции и теплопроводность, или жаростойкость и электропроводность. Никелевые сплавы используются для изготовления методом литья лопаток и других деталей горячих трактов современных газотурбинных двигателей авиационного и энергетического назначения [1]. Несмотря на превосходные механические характеристики никелевого сплава, ограниченные теплофизические свойства не позволяют применять его при работе в условиях интенсивного отвода тепла (например, в камерах сгорания и соплах [2]). Как правило, охлаждающий канал проектируется таким образом, чтобы в качестве теплоотвода формировалось прямое соединение никелевого сплава с материалом, обладающим высокой теплопроводностью, например, с медью. Несмотря на то, что Cu и Ni полностью смешиваются, имеют одинаковую кристаллическую структуру (ГЦК) и близкие плотности ($8,93 \text{ г/см}^3$ для Cu и $8,88 \text{ г/см}^3$ для Ni), данные материалы трудно подвергать совместной печати методами аддитивного производства. Например, значительные термические напряжения будут развиваться из-за несоответствия в значениях коэффициента теплопроводности (398 Вт/мК для Cu и $60,7 \text{ Вт/мК}$ для Ni), температуры плавления (1356 К для Cu и 1728 К для Ni), коэффициента теплового расширения ($16,4 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ для Cu и $13,1 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ для Ni) и модуля упругости (130 ГПа для Cu и 110 ГПа для Ni) при применении лазерного наплавления порошкового слоя [3]. Таким образом, мультиматериальные 3D-изделия, которые могут быть изготовлены с помощью современных технологий аддитивного производства, все еще ограничены с точки зрения возможных геометрий и комбинаций материалов. Также не было предпринято систематической попытки найти условия для соединения разнородных материалов сложной геометрии. Поэтому целью настоящей работы является получение экспериментальных образцов сопел из никелевого сплава и меди методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Образцы были получены в ИФПМ СО РАН на экспериментальном оборудовании для электронно-лучевого аддитивного производства. Для изготовления образцов сопел использовали проволоку диаметром 1,2 мм из чистой меди марки М1 и никелевого сплава NiCr22Mo9Nb. Основными параметрами производства в данном случае являлись ускоряющее напряжение, ток электронного пучка и методы 3D-печати. Было выявлено, что оказывает серьезное влияние рабочий ток электронного луча и метод 3D-печати, наряду с толщиной используемой подложки и размерами формируемого экспериментального образца. При печати по первому методу была выбрана тонкая подложка и меньший размер изготавливаемого сопла; при печати по второму методу – толстая подложка и больший размер. Так как рабочий ток электронного луча варьируется при 3D-печати разнородными материалами, то его изменение для всего изделия оценивалось значениями погонной энергии: в первом случае значение погонной энергии было меньше, чем во втором. Сначала на подложке были выращены два ряда слоёв из чистой меди марки М1, формирующих конус (рис. 1а). Далее происходила подготовка полученной поверхности. После этого производилась смена направления 3D-печати относительно подложки под углом 90° . В таком положении продолжалась печать двух слоев из никелевого сплава NiCr22Mo9Nb. Никелевые слои, как и медные, имели в толщину $5 \div 7 \text{ мм}$ с перекрытием в 2 мм и не выявляли формирования дефектов (рис. 1б).



Рис. 1. Внешний вид медного конуса (а) и биметаллического (б) после печати

В работе была исследована морфология поверхности полученных изделий. Выявлено, что на внешней поверхности образцов, полученных по разным методам, хорошо выявляются границы зерен, причем зерна ориентированы под разным углом относительно подложки. Такая особенность структуры объясняется влиянием теплоотвода, различие которого обеспечивалось разной толщиной подложек. Размеры зерен при разных методах значительно отличаются. При рассмотрении качества формируемых слоев из разнородных материалов в образце, обнаружено, что при 3D-печати по первому методу образуется высокая амплитуда «волны» в рамках одного слоя материала. Это объясняется неоптимальным температурным режимом и, как следствие, разным временем кристаллизации материала в процессе изготовления, что приводит к различной толщине на разных участках экспериментального образца. Повышенные значения погонной энергии обеспечивают получение наиболее благоприятной структуры. На стыке разнородных материалов чистой меди марки М1 и никелевого сплава NiCr22Mo9Nb формируется четкая граница раздела без видимых дефектов по типу пор, трещин и несплошностей. Наблюдается криволинейная граничная зона, в которой происходит образование различных структурно-фазовых составляющих: твердые растворы и механические смеси. Таким образом, было выявлено, что на точность и качество получаемых проволочным электронно-лучевым аддитивным способом изделий значительное влияние оказывают как геометрические параметры, так и параметры электронного пучка.

Исследования выполнены при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00578.

1. Направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, В.Н. Толорайя, И.М. Демонис, Н.Г. Орехов // *Технология легких сплавов*. – 2007. – № 2. – С. 60-70.
2. Characteristics of Inconel 625—copper bimetallic structure fabricated by directed energy deposition / T. Pan, X. Zhang, T. Yamazaki, A. Sutton, W. Cui, L. Li, F. Liou // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. – 2020. – 109. – P. 1261-1274.
3. Process optimization and study of the co-sintering behaviour of Cu-Ni multi-material 3D structures fabricated by spark plasma sintering (SPS) / M. Imran, L. Deillon, I. Sizova, B. Neirinck, M. Bambach // *Materials & Design*. – 2022. – Vol. 223. – P. 111210.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

^{1,2}Литовченко И.Ю., ¹Аккузин С.А., ¹Полехина Н.А., ¹Спиридонова К.В.,

^{1,2}Ким А.В., ^{1,2}Линник В.В., ¹Москвичев Е.Н. ³Чернов В.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

Малоактивируемые аустенитные стали привлекают внимание исследователей как перспективные конструкционные материалы для оболочек тепловыделяющих элементов и корпусных устройств ядерных реакторов нового поколения. Для обоснования возможности применения этих материалов необходимы всесторонние исследования эволюции их микроструктуры и изменения механических свойств в условиях интенсивных внешних воздействий, включая высокие температуры и радиационное облучение.

Ранее нашим коллективом разработана и выплавлена новая малоактивируемая хромоманганцевая аустенитная сталь Fe-29Mn-12Cr-W-Si-Ta-Ti-V-Zr с повышенной стабильностью аустенита по отношению к мартенситным превращениям и дисперсными частицами карбидных фаз типа MC ($M = V, Ti, Zr, Ta, W$) и $M_{23}C_6$ ($M = Fe, Cr, Mn$). В настоящей работе методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии изучено влияние высокотемпературных отжигов длительностью 1-10 ч. при 700 °С – вблизи верхней границы предполагаемого интервала рабочих температур (650 – 700 °С) на особенности микроструктуры и фазового состава указанной стали. Исследованы механические свойства в условиях испытаний на растяжение стали при 20 °С и при 650 °С. Особенности микроструктуры и механические свойства стали изучали в структурных состояниях после закалки и холодной пластической деформации прокаткой (20 %).

Показано, что основным результатом высокотемпературных отжигов является выделение дисперсных частиц $M_{23}C_6$ в микро- и нанодвойниках деформации, полученных в результате холодной прокатки. Частицы зарождаются внутри и на границах тонких (десятки нм) пластин двойников. При увеличении продолжительности отжига до 5-10 ч. размеры частиц увеличиваются до (50 – 100) нм в длину, происходит их коагуляция. Это приводит к формированию тонких пластинок карбидов $M_{23}C_6$, ограниченных по толщине поперечными размерами двойников. По-видимому, низкая энергия специальных двойниковых границ и высокая плотность микро- и нанодвойников способствуют выделению указанных частиц внутри двойниковых пластин. После отжигов закаленного состояния частицы $M_{23}C_6$ наблюдаются преимущественно по границам зерен. Размеры карбидных частиц фаз типа MC после отжигов не изменяются и остаются в интервале 0.05 – 5 мкм, дополнительного выделения таких частиц не обнаружено. В результате отжигов микро- и нанодвойниковые структуры остаются стабильными, плотность дислокаций уменьшается незначительно.

Механические свойства стали после отжигов сохраняются на высоком уровне – при 650 °С предел текучести не менее 380 МПа, удлинение до разрушения не менее 13 %. Отжиг длительностью 1 ч приводит к повышению предела текучести примерно на 60 МПа относительно состояния после холодной деформации. При увеличении продолжительности отжига до 5 и 10 ч. наблюдается некоторое снижение предела текучести. Сохранение хороших прочностных и пластических свойств малоактивируемой аустенитной стали после отжигов обусловлено стабильностью ее микродвойниковой структуры. Дисперсные частицы $M_{23}C_6$ закрепляют двойниковые границы и могут препятствовать их миграции в условиях высокотемпературных воздействий.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Ti-6Al-4V/TiC МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕГО ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Металлические матричные композиты на основе титанового сплава Ti-6Al-4V, армированные высокопрочными керамическими частицами, такими как TiC, TiB и SiC, привлекают все больше внимания благодаря широкой перспективе их использования в авиа- и ракетно-космической отрасли. Комбинация твердых и жестких керамических частиц и вязкой титановой матрицы обеспечивает высокие механические и трибологические характеристики композита. Карбид и диборид титана (TiC и TiB₂), а также их смесь являются одними из наиболее предпочтительных материалов для армирования титановой матрицы вследствие их отличной термодинамической и химической стабильности, высокой твердости, а также близкими коэффициентами теплового расширения.

В настоящее время наблюдается громадный интерес к изготовлению металлических матричных композитов методами аддитивных технологий, позволяющими создавать объемные изделия сложной формы по трехмерной компьютерной модели путем послойного нанесения материала. Наиболее распространенным методом 3D печати композитов Ti-6Al-4V/TiC и Ti-6Al-4V/TiB₂ является метод лазерного сплавления порошков титанового сплава Ti-6Al-4V и порошков TiC, TiB₂. Для изготовления крупногабаритных изделий более перспективным является метод электронно-лучевого сплавления карбидных и диборидных порошков и титановой проволоки, преимуществом которого является высокая скорость послойного выращивания, что существенно снижает себестоимость процесса 3D печати металлических матричных композитов. Однако при использовании электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии существует проблема контролируемой подачи порошковой смеси в ванну расплава. В связи с этим актуальной задачей является разработка технологии одновременного электронно-лучевого сплавления карбидных и боридных порошков и титановой проволоки, обеспечивающей получение металлических матричных композитов с заданной микроструктурой и высокими механическими и трибологическими свойствами. Целью работы является исследование закономерностей структурно-фазовых превращений в композитах Ti-6Al-4V/TiC, полученных методами аддитивных технологий и подвергнутых воздействию электронными пучками, лежащих в основе повышения их прочности и износостойкости.

Методами атомно-силовой, оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного, рентгенофазового анализа и дифракции обратно рассеянных электронов проведены исследования морфологии поверхности, структура и фазовый состав напечатанных композитов Ti-6Al-4V/TiC до и после электронно-пучковой обработки. Продемонстрирована градиентная структура модифицированного поверхностного слоя композита Ti-6Al-4V/TiC, подвергнутого электронно-пучковой обработке. Методом энергодисперсионного микроанализа проанализировано перераспределение легирующих элементов, а также изменение элементного состава поверхностных слоев образцов Ti-6Al-4V/TiC в процессе электронно-пучковой обработки. Методом наноиндентирования подробно изучено влияние плотности распределения и размеров карбидных частиц, а также параметров 3D-печати и последующей электронно-пучковой обработки на величину твердости и модуля упругости металлического матричного композита. Установлены оптимальные режимы обработки электронными пучками, обеспечивающие максимальное увеличение механических и трибологических характеристик образцов Ti-6Al-4V/TiC.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОТОКОВ В СТРУКТУРИРОВАННОЙ ЯЧЕЙКЕ

Маслов А.Л., Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Под метаматериалами обычно понимают материалы со свойствами, нетипичными для природных сред. Как правило, эти свойства обусловлены их своеобразной структурой. Первоначально были разработаны метаматериалы, обладающие необычными оптическими и электромагнитными свойствами. Сравнительно недавно подобные подходы были перенесены на другие области, например, механику [1], гидродинамику [2] или теплофизику [3]. В последнем случае, метаматериалы фактически представляют собой пространственные структуры, состоящие из множества повторяющихся ячеек и изготовленные из веществ с существенно различающимися теплофизическими свойствами [3]. Предполагается, что эта технология может найти применение в микроэлектронике, строительстве, создании новых видов тканей и т.д.

Данная работа посвящена разработке модели простейшей ячейки, способной перенаправлять тепловой поток по конкретному направлению. Такая конструкция представляет собой набор слоев материалов с высоким и низким коэффициентом теплопроводности. В свою очередь, простейшая ячейка может быть составной частью более сложных элементов: тепловых диффузоров, концентраторов и т.д. Модель сводится к задачам теплопроводности в материале с коэффициентом теплопроводности, особым образом зависящим от координат. В более сложном случае требуются сопряженные задачи теплопроводности с явным выделением границ раздела внутри каждой ячейки. Как вариант, можно определить эффективный коэффициент теплопроводности простой и сложной ячейки, который в данном случае будет тензором.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2022-0003.

1. Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю. Анализ некоторых методов соединения ячеек в механическом тетрахиальном метаматериале // Вестник Томского Государственного Университета. Математика и механика. – 2022. – 77. – С. 27–37.
2. Wang B, Huang J. Hydrodynamic metamaterials for flow manipulation: Functions and prospects // Chinese Physics B. – V. 31(9) – P. 098101.
3. Schittny, R., Kadic, M., Guenneau, S., Wegener, M. Experiments on Transformation Thermodynamics: Molding the Flow of Heat // Physical Review Letters. – 2013. – V. 110 (19). – P. 195901.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

¹Мейснер Л.Л., ¹Мейснер С.Н., ¹Дьяченко Ф.А., ²Марков А.Б., ²Яковлев Е.В., ²Озур Г. Е.,
¹Панин С.В., ¹Богданов А.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

В докладе представлены результаты исследований влияния поверхностных ионно- и электронно-пучковых обработок на деформационное поведение при квазистатических и циклических нагружениях растяжением образцов сплавов на основе титана – ВТ6 и TiNi. Образцы из сплава TiNi для квазистатических и усталостных испытаний имели форму двухсторонних лопаток с непрерывными радиусами между концами. Длина образцов составляла 60 мм, поперечное сечение в узкой части было 4,5х1,4 мм. В испытаниях участвовали 2 группы образцов: с U-образным надрезом глубиной 0,5 мм, нанесенным в центральной части образца и без надреза. Образцы из сплава ВТ6 имели цилиндрическую форму типа dog-bone.

Для модификации поверхностных слоев использованы методы (1) высокодозовой имплантации ионов тантала (расчетная доза $D(\text{Ta}^+) = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$), подложка из сплава TiNi; (2) аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового синтеза поверхностных сплавов (легирующая пленка состава (ат.%) $\text{Ti}_{60}\text{Ta}_{40}$, параметры низкоэнергетического сильноточного электронного пучка – плотность энергии $E_s = 2 \text{ Дж/см}^2$, продолжительность импульса $\tau = 2,5 \text{ мкс}$, число импульсов $n = 10$, число циклов $N = 2$, подложки из сплавов ВТ6 и TiNi; (3) синхронное радиально-симметричное облучение низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком с плотностью энергии $E_s = 4\text{-}5 \text{ Дж/см}^2$, продолжительностью импульса $\tau = 2\text{-}3 \text{ мкс}$, число импульсов $n = 10$.

Обнаружено, что ионно-пучковая модификация поверхности приводит к повышению в ~ 2 раза усталостной долговечности образцов из сплава TiNi при нагружении в интервале эксплуатационных значений приложенных напряжений и деформации (на середине площадки мартенситной текучести). Это обусловлено эффективной диссипацией энергии деформации, локализованной в виде полосы типа Людерса вблизи концентратора напряжений, ионно-модифицированным слоем с аморфной структурой и наличием радиационно-индуцированной дислокационной структуры с повышенной концентрацией дислокаций вблизи интерфейса «ионно-модифицированный слой / TiNi подложка». Показано, что при использовании электронно-пучковых способов модификации поверхности деформационное поведение и усталостная долговечность сплавов ВТ6 и TiNi зависят от энергетических параметров пучков, наличия / отсутствия легирующих элементов, геометрии облучения.

Установлена корреляция между стадийностью распространения усталостных трещин и формированием пластических зон на поверхностях разрушения в необлученных и облученных образцах. Определены преимущественные механизмы квазистатического и усталостного разрушения на различных стадиях деформационного процесса. Показано, что электронно-пучковая обработка поверхности TiNi приводит к сдвигу начала процесса усталостного разрушения материала и всех стадий его протекания на $\Delta N \geq +3000$, увеличивая за счет этого циклоустойчивость образцов в $\sim 1,5\text{-}2$ раза. Сделан вывод, что наибольшее влияние ионно- и электронно-пучковой модификации поверхности TiNi проявляется на Стадии I распространения усталостных трещин. Более низкая скорость распространения усталостных трещин на этой стадии в облученных образцах, приводит к увеличению ее продолжительности, по сравнению с необлученными образцами.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект №22-29-00047.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ИНТЕРФЕЙСЕ КОМПОЗИЦИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ « $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-BASED ALLOY}$ », СФОРМИРОВАННОГО ПУТЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ

¹Мейснер С.Н., ¹Буяков А.С., ²Зенин А.А., ²Климов А.С., ³Сафина Н.В., ¹Нейман А.А.,
¹Шмаков В.В., ¹Буякова С.П.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

В настоящее время промышленность предъявляет все более высокие требования к эксплуатационным свойствам используемых материалов. При этом совокупность физических, химических, механических свойств отдельного материала, выбранного для решения практической задачи, часто не удовлетворяет предъявляемым требованиям. Например, когда материал должен одновременно обладать набором высоких механических (высокотемпературная прочность, низкотемпературная вязкость, высокая износостойкость) и химических (коррозионная стойкость) характеристик. В этом случае, композитная структура из разнородных материалов, имеющих в совокупности все необходимые свойства, имеет очевидные преимущества и широкие перспективы применения.

Так, керамические материалы обладают высокими твердостью, износо- и коррозионной стойкостью, термической и химической стабильностью, но низкой пластичностью. Металлических материалы с высокой пластичностью и низкой плотностью (легкие), например Ti-based alloys, имеют высокие высокотемпературной прочности, устойчивости к ползучести и коррозии. Представляется, что объединение этих двух разнородных материалов в виде композита на основе сварного соединения «керамика/Ti-based alloy» позволит в совокупности получить полный комплекс эксплуатационных характеристик, которым не обладает каждый из компонентов в отдельности, перспективных для целого ряда отраслей промышленности.

В работе приведены результаты исследований микроструктуры сварных соединений «керамика $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-based alloy BT6}$ », полученных методом электронно-лучевого сплавления. Методами рентгеновской дифракции изучены фазовые и структурные состояния и их эволюция в окрестностях и в зонах контакта разнородных материалов. Изучено влияние режимов сплавления на уровень остаточных напряжений в интерфейсе « $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-based alloy BT6}$ ». Методами РЭМ исследованы внутренняя структура интерфейса, химический состав и его изменение при переходе от керамической к металлической части образца. Выполнена оценка механических характеристик полученного соединения – распределения микротвердости по ширине, прочности соединения на разрыв при статическом растяжении. Обсуждается взаимная связь структуры и свойств полученного композита «керамика $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-based alloy BT6}$ ».

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ОГНЕУПОРОВ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШАХ

Мигашкин А.О., Заболотский А.В.

ООО "Группа "Магнезит", Сатка

Преждевременный вывод из эксплуатации футеровок сталеразливочных ковшей вследствие появления критических локальных повреждений, значительно снижающих функциональные свойства футеровки, является одной из острых проблем в современной металлургии. К основным факторам, определяющим износ футеровки, традиционно относят химическое и эрозионное воздействия расплава металла и шлаков [1], а также термомеханические повреждения в результате частых и резких теплосмен при быстром нагреве футеровки во время заполнения агрегата расплавом металла или при охлаждении окружающим воздухом после выпуска плавки [2].

Изменение температурного поля в ковше можно разложить на периоды: предварительный нагрев, ожидание перед выпуском металла из сталеплавильного агрегата, выпуск металла в ковш и изменение температуры после разливки в межплавочный период.

Во время предварительного нагрева сталеразливочного ковша вблизи рабочей поверхности его огнеупорной футеровки возникают сжимающие напряжения. Они обусловлены расширением рабочей грани изделий, установленных вплотную друг к другу, максимальные напряжения при этом локализуются на рабочей поверхности у вертикальных швов. Одновременно на некотором удалении от рабочей поверхности возникают растягивающие напряжения, достаточные для формирования внутренней трещины [3].

Быстрый нагрев футеровки (при выпуске металла из сталеплавильного агрегата), учитывая напряжения при сжатии горячей поверхности в круговом направлении, вызывает необратимую деформацию материала на рабочей поверхности. Последующее расширение изделий на определенном расстоянии от горячей поверхности может провоцировать раскрытие шва.

При охлаждении сравнительно быстро наступает момент, после которого температура глубоких слоев изделия оказывается выше, чем поверхности. При этом поверхность испытывает растягивающие напряжения (максимальные в ее центральной зоне), а на боковых гранях происходит изгиб. Когда растягивающее напряжение превышает предел прочности материала, появляются вертикальные трещины, которые разделяют изделия в вертикальном направлении.

На ряде металлургических предприятий России успешно реализованы проекты, направленные на снижение вероятности появления вертикальных трещин. Испытаны несколько вариантов огнеупоров периклазоуглеродистого состава. Один из них – модифицированный периклазоуглеродистый огнеупор с добавкой плотноспеченного периклазового клинкера производства «Группы «Магнезит». По данным исследования, добавка плотноспеченного клинкера позволила снизить теплопроводность изделий до 8,16 Вт/(м·К). При этом термический коэффициент линейного расширения практически не изменился и составляет при 1500 °С $10,79 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹. Отмечено положительное влияние клинкера на физико-механические свойства после коксования при 1000 °С.

Для повышения срока эксплуатации сталеразливочных ковшей желательно, чтобы возникающие при эксплуатации термические и механические напряжения были минимальны и быстро релаксировали. Данное требование могут обеспечить огнеупоры с пониженным и контролируемым коэффициентом линейного расширения при циклических температурных колебаниях. Проведено комплексное исследование углеродсодержащих огнеупоров с содержанием углеродной составляющей от 2 до 20%, в том числе при циклических температурных колебаниях в диапазоне температур 900-1500 °С. Установлено, что независимо от количества введенного в массу графита в процессе испытания при циклических температурных нагружениях относительное удлинение образцов снижается, а после завершения испытания периклазоуглеродистые огнеупоры деформируются. С целью

минимизации данного показателя проведено исследование влияния различных добавок, введенных в состав шихты. В таблице 1 приведены результаты исследования относительного удлинения и общей деформации образцов периклазоуглеродистых изделий с различными добавками.

Таблица 1. Показатель относительного удлинения и общей деформации образцов ПУ изделий с добавками при 1500°C

Показатель	Варианты				
	О	А	В	С	Д
Относительное удлинение при 1500°C, %:					
1 цикл	1,52	1,44	1,89	1,65	1,64
2 цикл	1,47	1,87	1,90	1,70	1,64
3 цикл	1,43	1,89	1,91	1,73	1,64
	1,41	1,92	1,92	1,74	1,64
Общая деформация после завершения эксперимента, %	-0,46	+0,18	+0,20	-0,15	0,00

Наилучшие результаты показали изделия с добавкой D, относительное удлинение которых составляло 1,64% и при последующих циклических температурных нагружениях было постоянным. Можно предположить, что изделия с добавкой D характеризуются максимальной способностью к релаксации температурных напряжений в горячем состоянии и были рекомендованы к испытанию в рабочей футеровке стен сталеразливочного ковша на одном из металлургических предприятий. При осмотре футеровки в процессе эксплуатации отмечено отсутствие растрескивания футеровки, что ранее являлось причиной преждевременного завершения кампании сталеразливочных ковшей. Также отмечена высокая степень устойчивости огнеупоров и швов кладки к размыванию.

1. Corrosion mechanism and protection of BOF refractory for high silicon hot metal steelmaking process / Y. Dai, J. Li, W. Yan, C. Shi // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 4292–4308. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.02.055.
2. Исследование термостойкости огнеупоров для импульсных высокотемпературных установок / И.Д. Кашеев, К.Г. Земляной, Р.В. Дзержинский, А.В. Федотов // Новые Огнеупоры. – 2016. – №7. – С. 43–47. – DOI: 10.17073/1683-4518-2016-7-43-47.
3. Numerical investigation of refractory stress strain condition under transient thermal load. /A. V. Zabolotskiy, M. Y. Turchin, V. T. Khadyev, A. O. Migashkin // AIP Conference Proceedings. – 2020. – Vol. 2310. – P. 020355. – DOI:10.1063/5.0034479.

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПЛОТНОСТИ
ДИСЛОКАЦИЙ В СПЛАВЕ $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ
ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС ПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573 К**

¹Миронов Ю.П., ¹Лотков А.И., ¹Гришков В.Н., ²Лаптев Р.С. ¹Гусаренко А.А., ¹Бармина Е.Г.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Термоупругие мартенситные превращения (МП) в сплавах на основе никелида титана обеспечивают проявление сплавами эффектов памяти формы и сверхэластичности. Значительный интерес с точки зрения фундаментальных и прикладных исследований, а также разработок силовых и функциональных устройств представляют субмикро- и нанокристаллические сплавы (СМК и НК), полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1–5], одним из которых являетсяковка с переменной осидеформирования или авс прессование [6]. Это обусловлено существенным повышением пределов текучести и прочности этих материалов при приемлемом понижении пластичности, что важно при разработке микроразмерных хирургических инструментов, роботов и миниатюрных сердечно-сосудистых имплантатов [7]. При старении двойных сплавов на основе никелида титана с избыточным содержанием атомов Ni в довольно широком интервале температур (573–773 К) в них можно формировать предвыделения и выделения частиц Ti_3Ni_4 , когерентно связанные с окружающей матрицей. В этом случае наблюдается смена последовательности МП от $\text{B2} \rightarrow \text{B19}'$ к $\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$ (B2 – высокотемпературная фаза с дальним порядком атомов по типу CsCl, B19' – низкотемпературная мартенситная фаза, R – ромбоэдрическая мартенситная фаза). Однако МП $\text{B2} \rightarrow \text{R}$ наблюдается не только при наличии в сплаве предвыделений или выделений когерентных частиц Ti_3Ni_4 , но и при появлении дислокаций вследствие деформации при пониженных температурах или термоциклирования образцов через температурные интервалы прямых и обратных МП [8, 9]. Вследствие упрочнения и смены последовательности МП образцы этих сплавов проявляют эффект сверхупругости в широком интервале температур, включая температуру человеческого тела [3–5]. Неравновесное состояние границ зёрен в этих материалах характеризуется высокой избыточной энергией и присутствием дальнедействующих полей упругих напряжений [1]. В целом, структура СМК и НК сплавов является метастабильной [1]. Важной количественной характеристикой дефектной структуры металлов и сплавов после ИПД является плотность дислокаций, ρ_d .

Цель работы: исследовать изменение структурно-фазового состояния и плотности дислокаций в сплаве $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат. %) в зависимости от температуры изохронного отжига после интенсивной пластической деформации методом авс прессования при 573 К, а также установить температурный интервал стабильности и совершенствования сформированной зёрно-субзёрненной структуры.

Исследования проведены на сплаве $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы B19'. Последовательность изготовления образцов для исследования описана в работе [10]. Образцы с различной величиной заданной истинной деформации ϵ получали изотермическим авс прессованием при температуре 573 К. В качестве исходных здесь рассматриваем образцы, которым была задана суммарная величина истинной деформации $\epsilon = 9,55$. Изохронные отжиги образцов после авс прессования проводили в течение одного часа при температурах 573, 673, 773, 873 и 973 К в атмосфере гелия.

Рентгеноструктурный анализ образцов при комнатной температуре (фаза B19') и температуре 393 К (фаза B2) проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), с фильтрованным $\text{Co-K}\alpha$ излучением (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН).

Установлено, что после задания образцам сплава $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$ истинной деформации

$e = 9.55$ методом абс прессования при 573 К фазовое состояние образцов при комнатной температуре остаётся двухфазным: R+B19'. При этом до абс прессования образцы находились преимущественно в состоянии мартенситной фазы B19', а после деформации относительная доля R фазы в объёме образцов стала несколько выше относительной доли B19' фазы, что обусловлено существенным увеличением плотности дислокаций, на которых может происходить зарождение R фазы.

Наиболее активное понижение плотности дислокаций, возросшей после абс прессования, происходит после отжига образцов при 673 и 773 К (рис. 1а), достигая минимума после отжига образцов при 773 К, что более чем на порядок ниже по сравнению с величиной плотности дислокаций сразу после абс прессования. В этом же интервале температур происходит существенное понижение величины среднеквадратичных микроискажений кристаллической решётки B2 фазы $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ и повышение средней величины областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей (рис. 1б). Установлено, что после абс прессования и после изохронных отжигов основной вклад в физическое уширение рентгеновских отражений вносят микроискажения кристаллической решётки B2 фазы, а вклад от областей когерентного рассеяния является незначительным. Результаты исследования показывают, что активный процесс рекристаллизации после абс прессования при 573 К в образцах сплава Ti_{49.8}Ni_{50.2} начинается при $T \geq 773$ К.

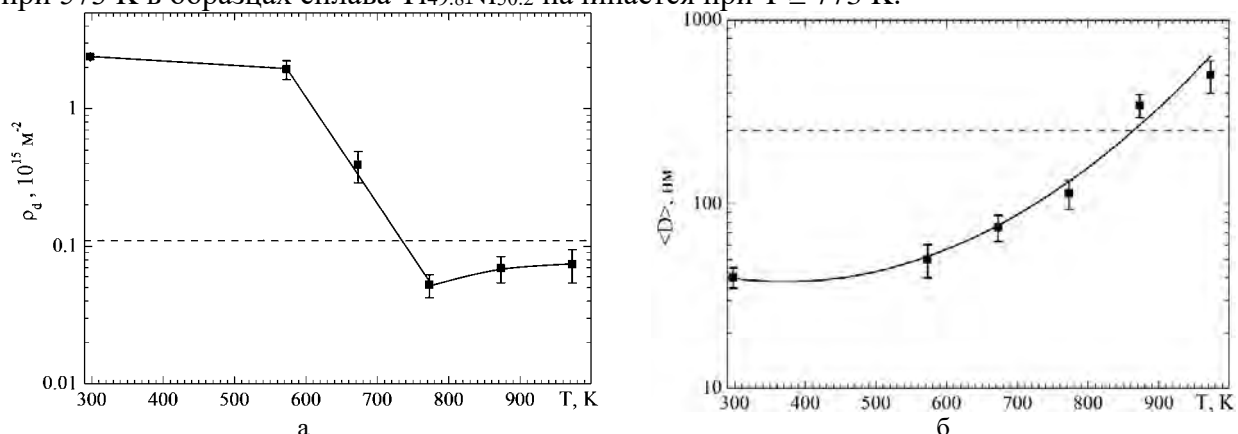


Рис. 1. Зависимость скалярной плотности дислокаций ρ_d (а) и среднего размера областей когерентного рассеяния (б) в образцах от температуры отжига (пунктир – соответствующие величины до абс прессования)

Работа выполнена по теме государственного задания ИФПМ СО РАН, комплексный проект № FWRW-2021-0004.

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications // New Jersey: Wiley & Sons. – 2014. – 450 p.
2. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation / Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. // Nova: Amityville. – NY, USA. – 2010. – 542 p. – DOI:10.1002/9781118742679.
3. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of TiNi-based shape memory alloys // Prog. Mater. Sci. – 2005. – Vol. 50. – P. 511–678. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2004.10.001.
4. Pelton A.R., Russell S.M., DiCello J. The physical metallurgy of nitinol for medical applications // JOM. – 2003. – Vol. 55. – P. 33–37. – DOI:10.1007/s11837-003-0243-3.
5. Manufacturing and processing of NiTi implants: A review / Elahinia M.H., Hashemi M., Tabesh M., Bhaduri S.B. // Prog. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 57. – P. 911–946. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2011.11.001.
6. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. – Уфа, Изд.-во УГАТУ, 2008. – 313 с.
7. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / Jani M., Leary M., Subic A., Gibson M.A. // Mater. Des. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. – DOI:10.1016/j.matdes.2013.11.084.
8. Lin H.C., Wu S.K. Determination of heat of transformation in a cold rolled martensitic TiNi alloy // Metall. Trans. A. – 1993. – Vol. 24. – P. 293–299. – DOI:10.1007/BF02657316.
9. Effect of Cold Work and Partial Annealing on Thermomechanical Behavior of Ti-50.5at%Ni / Mahmud A.S., Wu Z., Yang H., Liu Y. // Shape Mem. Superelasticity. – 2017. – Vol. 3. – P. 57–66. – DOI:10.1007/s40830-017-0103-6.
10. Effect of True Strains in Isothermal абс Pressing on Mechanical Properties of Ti_{49.8}Ni_{50.2} Alloy / O. Kashin, K. Krukovskii, A. Lotkov and V. Grishkov // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 1313. – DOI:10.3390/met10101313.

ПОЛУЧЕНИЕ РАДИАЦИОННОСТОЙКИХ ОТРАЖАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПРИНТЕРНОЙ ПЕЧАТИ

Михайлов М.М., Артищев С.А., Лапин А.Н., Юрьев С.А., Горончко В.А., Труфанова Н.С.,
Михайлова О.А., Федосов Д.С.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

С начала освоения космического пространства (КП) и до настоящего времени в различных странах разработаны терморегулирующие покрытия (ТРП) класса «Оптические солнечные отражатели» (ОСО) для космических аппаратов (КА) нескольких типов [1-4]. К ним относятся: лакокрасочные и керамические ТРП, состоящие на 75-80 % из пигментов и на 20-25 % из связующих полимерных (лакокрасочные ТРП) или неорганических – жидких стекол (керамические ТРП); полимерные пленки типа каптона с напыленными слоями алюминия или серебра; кварцевые стекла с напыленными слоями алюминия или серебра; плазменнонапыленные покрытия оксидов металлов и шпинелей. Основными рабочими характеристиками таких ТРП являются излучательная способность (ϵ) и спектры отражения в солнечном диапазоне, по которым рассчитывается коэффициент поглощения (a_s). Излучательная способность таких ТРП в процессах орбитальных полетов КА, как правило не изменяется. Качество ТРП класса ОСО определяется стабильностью коэффициента поглощения a_s , который при длительном времени полетов может изменяться до больших значений. Поэтому в настоящее время существует проблема создания ТРП, способных обеспечивать поддержание температуры КА в течение времени полетов до 15-20 лет. Для этого необходимы новые типы покрытий, обладающих малым значением коэффициента поглощения a_s в исходном состоянии и высокой его стабильностью в процессе орбитального полета.

В настоящей работе предлагается новый способ получения ТРП различных классов, в том числе и класса ОСО. Он заключается в том, что подготавливается смесь необходимого состава, включающего наполнитель и растворитель с загустителем, которую 3D-принтером наносят на подложку. При последующем прогреве смеси растворитель с загустителем удаляются и получается ТРП из металла или оксида металла, осажденное на подложке.

Наносили пасты 2-х типов: диэлектрическую керамическую пасту (ДКП), состоящую из наполнителя – измельченного поликора (Al_2O_3) и растворителя с загустителем (терпинеол с этилцеллюлозой); проводниковую марки ПП-17, состоящую из частиц серебра и органического связующего на основе терпинеола. После прогрева паст при $150^\circ C$ и последующего отжига при температуре $850^\circ C$ в течение 2 часов на поверхности подложки осаждаются слои оксида алюминия или серебра обладающие высокой отражательной способностью в солнечном диапазоне спектра (0,2-2,5 мкм). Коэффициент поглощения a_s составляет 0,143 для покрытия на основе пасты ДКП и 0,23 для покрытия на основе пасты ПП-17, что соответствует ТРП класса ОСО. Покрытие на основе пасты ДКП обладает высокой радиационной стойкостью ($a_s = 0,173$ после облучения электронами с энергией 30 кэВ флюенсом $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$).

Таким образом, выполненные исследования показали возможность изготовления терморегулирующих покрытий для космических аппаратов из паст различного состава с использованием 3D печати для их нанесения на подложки и дальнейшей обработки путем прогрева и отжига. Исследования выполнены на пастах двух типов, позволяющих получить покрытия диэлектрического и проводящего составов, поверхностное сопротивление которых отличается на 14 порядков. Такой способ получения покрытий может быть использован для получения не только терморегулирующих, но и покрытий других типов и классов КА, а также для покрытий в других областях техники.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта FEWM-2022-0005.

- Ohnishi, Y. Nagasaka // Int. J. Thermophys. – 2022. – Vol. 43. – 91. – DOI: 10.1007/s10765-022-03010-3.
2. Mermer E., Ünal R. Passive thermal control systems in spacecrafts // J. Braz. Soc. Mech. Sci. – 2023. – Vol. 45. – 160. – DOI: 10.1007/s40430-023-04073-5.
3. Study of resistance performance of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZnO--Y}_2\text{O}_3$ thermal control coating exposed to vacuum-ultraviolet irradiation / T. Li, H. Kang, S. Lu, W. Qin, X. Wu // RSC Adv. – 2022. – Vol. 12. – P. 13261-13266. – DOI: 10.1039/D2RA00167E.
4. Review of Spacecraft Thermal Control Materials and Applications / X. Yanchao, G. Hong, W. Ming, Z. Qiwei // Mater. Rep. – 2022. – Vol. 36. – 22050193-6. – DOI: 10.11896/cldb.22050193.

АНАЛИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Mn-Ni

Михно А.Р., Крюков Р.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Развитие современной машиностроительной отрасли сегодня требует разработки нового поколения конструкционных материалов, обладающих повышенными абсолютными и удельными характеристиками. Внедрение таких материалов позволит, с одной стороны, разработать новые образцы техники, обладающие улучшенными характеристиками, а с другой — повысить экономическую эффективность и безопасность их эксплуатации [1-3].

В настоящее время данную проблему предлагается решить получением порошковой проволоки, наполненной высокоэнтропийным сплавом, и ее дальнейшим наплавлением на подложку. В проекте будет проведен аналитический расчет элементного состава высокоэнтропийных проволок состава Al-Co-Cr-Fe-Mn и Co-Cr-Fe-Mn-Ni, затем получена композиция высокоэнтропийных проволок из них и проведено наплавление на стальную основу. Будет выполнен всесторонний анализ структуры, механических и физических свойств полученных покрытий, а также проанализировано изменение тонкой структуры, параметров структуры и микротвердости в зависимости от расстояния от основы.

В условиях НПЦ «Сварочные процессы и технологии» ФГБОУ ВО «СибГИУ» был осуществлен процесс изготовления порошковой проволоки на лабораторной установке по технологии с пропуском через фильеры. Диаметр изготавливаемой проволоки 4,5 мм, оболочка выполнена из ленты 08пс размером 14×0,6 мм. Для изготовления высокоэнтропийной порошковой проволоки использовались порошкообразные материалы: хром ПХ-1С по ТУ 14-1-1474-75, марганец МР-0 по ГОСТ 6008-82, никель ПНК 1Л5 по ГОСТ 9722-97, кобальт ПК-1у по ГОСТ 9721-79. Состав шихты брался из расчета 25% всех используемых элементов.

Наплавка исследуемого состава проводилась под высококремнистым марганцевым флюсом АН-348А по ГОСТ 9087-81, который обеспечивает хорошее формирование, малую склонность к образованию пор и удовлетворительную отделимость шлаковой корки от наплавленного металла.

В качестве подложки была использована пластина из стали 09Г2С размером 20*70*500 мм.

Наплавка исследуемых образцов осуществлялась с использованием режима наплавки, рекомендованного по ГОСТ 26101-84, сила тока 450А, напряжение 28В, скорость наплавки 15 см/мин. После процесса наплавки были вырезаны образцы размером 40*20 мм.

В лабораторных условиях ЦКП «Материаловедение» определяли химический состав наплавленного покрытия рентгенофлуоресцентным методом и атомно-эмиссионным методом. Результаты химического состава представлены в таблице 1.

Таблица 1. Протокол рентгеноспектрального и спектрально-эмиссионного анализа исследуемых образцов

Массовая доля элементов, %													
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	W	V	Co	Al	Nb	S	P
0,09	0,38	5,13	6,43	8,01	0,06	0,006	0,049	0,003	8,42	0,051	<0,001	<0,002	0,055

Полученный результат указывает на то что изготовленная порошковая проволока состоит из 70% стальной оболочки (Fe) и 30% легирующих элементов (Mn, Cr, Ni, Co).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00350, <https://rscf.ru/project/23-29-00350/>.

1. Структура и свойства системы «покрытие ВЭС Кантора (Mn-Fe-Cr-Co-Ni) / подложка (сплав 5083)» / С. В. Коновалов, М. О. Ефимов, И. А. Панченко, Ю. А. Шлярова // Известия Алтайского государственного университета. – 2023. – № 1(129). – С. 37-43. – DOI 10.14258/izvasu(2023)1-05.

2. Исследование высокоэнтروпийных сплавов в качестве перспективных материалов / А. В. Дуб, А. Г. Лебедев, А. Г. Баликов [и др.] // Тяжелое машиностроение. – 2013. – № 10. – С. 13-19.
3. Исследование технологичности жаропрочных высокоэнтропийных сплавов / А. Г. Лебедев, А. Г. Баликов, Д. С. Змиенко [и др.] // Тяжелое машиностроение. – 2014. – № 1. – С. 9-13.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ SMA-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Mn

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Смолин А.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Медь обладает хорошей пластичностью, электропроводностью и теплопроводностью, что позволяет применять ее в широком спектре отраслей промышленности. В частности, сплавы на основе меди традиционно применяются в качестве материалов для трибосопряжений и узлов трения. Среди всех сплавов меди стоит отметить такой класс материалов, как сплавы, обладающие эффектом «памяти формы» (shape memory — SM) интерес к которым в последнее время возник вновь [1]. В том числе и с точки зрения трибологии, механизмов трения и структурной приспособляемости материала к ним за счет мартенситного превращения. Сплавы системы Cu-Al-Mn выгодно отличаются от других SM-сплавов на основе алюминиевой бронзы своей пластичностью и возможностью обработки пластической деформацией за счет меньшей степени упорядоченности.

Наиболее широко исследованными методами производства изделий из Cu-Al-Mn - бронзы являются методы: порошковой металлургии, методы литья в вакууме и т.д. В то же время методы локальной металлургии и аддитивных технологий применительно к сплавам данной системы рассмотрены не столь широко, хотя они обладают широкими возможностями изготовления материалов с заданными характеристиками. Поскольку данные технологии позволяют варьировать химический состав материала при послойной печати, тем самым позволяя создавать структурно-фазовый градиент в готовом изделии или полуфабрикате, с требуемыми физико-механическими свойствами непосредственно в локальном участке, подверженном нагрузке.

В данной работе для создания материала, обладающего структурной приспособляемостью, использованы методы электронно-лучевой аддитивной печати (ЭЛАП). Электронно-лучевая технология особо актуальна для меди и ее сплавов, поскольку процесс ведется в вакууме, что позволяет нивелировать процессы окисления. Получение образцов из бронзового сплава системы Cu-Al-Mn велось одновременным методом, при котором на подложку наносится необходимой высоты слой чистой алюминиевой бронзы CuAl, затем проволоочный податчик отводится от стола и печать велась с помощью пруткового податчика. Данная методика дает возможность создания слоев материала, обладающих структурно фазовым градиентом за счет контроля температурного режима печати и глубины зоны перемешивания, а также дает широкие возможности для создания слоистых структур с попеременным чередованием слоев материала [2].

Основной задачей исследования было установление зависимостей параметра процесса печати на структуру полученных изделий, фазовый состав, механические характеристики, износостойкость и поведение при сухом трении. Для печати с использованием пруткового метода подачи, применялось два вида сплавов: Cu-11Al-9Mn и Cu-11Al-4Mn. За счет вариации параметров тепловложения при печати, а также последующей термообработки были получены образцы с разным структурно-фазовым состоянием. В работе представлены результаты структурных исследований методами сканирующей электронной микроскопии, данные рентгенофазового анализа, данные механических испытаний и испытаний на трение.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW- 2021-0006.

1. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding / S. Tarasov, V. Rubtsov, A. Kolubaev // *Wear.* – 2010. – Vol. 268(1). – P. 59-66. – DOI:10.1016/j.wear.2009.06.027.
2. Structure and Mechanical Properties of Cu–Al–Mn Alloys Fabricated by Electron Beam Additive Manufacturing / E. Moskvichev, N. Shamarin, A. Smolin // *Materials* – 2023. – Vol. 16(1):123. – DOI:10.3390/ma16010123.

МЕТАЛЛО-МАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ СИСТЕМЫ CuAl-W-WC ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Черемнов А.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Металломатричные композиты (ММК) представляют большой интерес как для промышленного применения, так и для научных исследований, поскольку, за счет вариации компонентов, существует возможность создания материала с превосходными механическими, физическими и химическими характеристиками под конкретную задачу. А за счет развития новых технологий получения новых материалов, появления новых технологий производства вариативность создания ММК повышается многократно.

Система вольфрам-карбид вольфрама (W-WC) является хорошим выбором для создания ММК на основе алюминиевой бронзы и рассматривается к применению в паре трения сталь-бронза при повышенных температурах, поскольку позволяет достичь формирования на поверхности слоев смеси оксидов меди, железа, вольфрама, вольфрамата меди, вольфрамата железа.

В то же время частицы WC сохраняют высокую твердость при температурах до 1400 °C, обладают высокой износостойкостью, а также не претерпевают фазовых изменений при нагревании и охлаждении и сохраняют свою стабильность на неопределенный срок. Что позволяет использовать данный материал в качестве упрочняющих частиц для повышения износостойкости напечатанного материала. Карбид вольфрама обладает совместимостью со сплавами меди за счет хорошей смачиваемости и не образует сложных межфазных интерметаллических слоев со сплавами меди. Сформированный оксидами и частицами трения слой играет роль смазки при сухом трении, что в совокупности с прочностью стабильных частиц WC позволяет достигать значительного увеличения сопротивления износу при испытаниях на трение при повышенных температурах.

В данной работе, композиционный материал системы CuAl-W-WC триботехнического назначения создается совмещенным порошково-проволочным методом электронно-лучевой аддитивной печати (ЭЛАП). Данный метод ранее был применен для получения ММК системы CuAl-B₄C, а также CuAl-WC [1, 2].

Целью данного исследования была оценка возможностей метода совмещенной ЭЛАП для создания композитов системы CuAl-W-WC. Определение зависимостей между концентрацией армирующего материала, размерами частиц, параметрами процесса и характеристиками микроструктуры CuAl-W-WC ММК и его трибологическими свойствами. Установление закономерностей формирования трибослоя на поверхности при испытаниях на сухое трение при повышенных температурах. Проведен анализ структуры полученных композитов, испытания на сухое трение в диапазоне температур от комнатной до 400 °C, рентгеноструктурный анализ. Проведен анализ образованного на поверхности трения трибослоя, а также частиц износа. Полученные материалы характеризуются гомогенным распределением частиц W и WC, высокой износостойкостью, а также смешанным, абразивно-окислительным, типом износа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

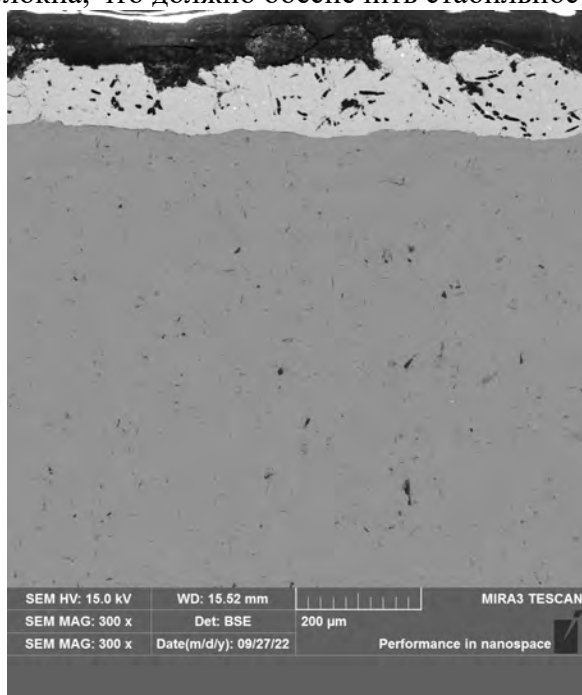
1. Characterization of gradient CuAl-B₄C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods / A.V. Filippov, E.S. Khoroshko, N.N. Shamarin, N.L. Savchenko, E.N. Moskvichev, V.R. Utyaganova, E.A. Kolubaev, A.Yu. Smolin, S.Yu. Tarasov // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 859. – P. 157824.
2. Moskvichev E.N., Shamarin N.N., Filippov A.V. Friction and Wear Performance of WC Reinforced Aluminum Bronze Produced by EBAM Technique // Russian Physic Journal. – 2023. – Vol. 65. – P. 1598–1604.

СЭМ-СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ С–Ag, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

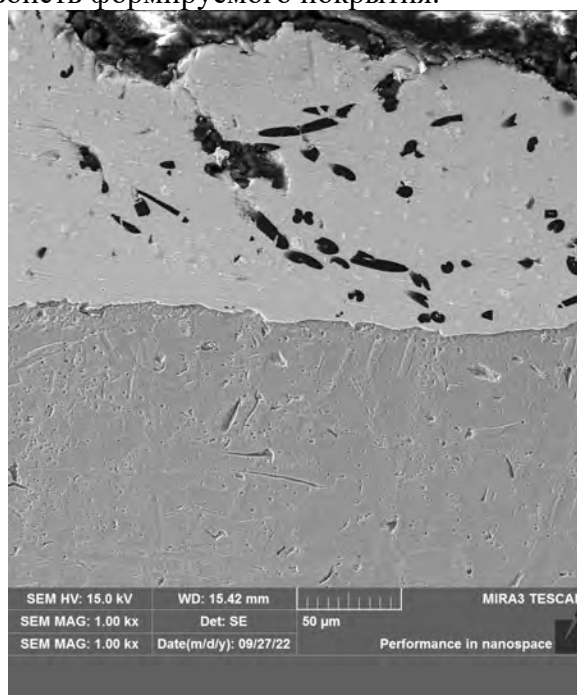
Московский С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы С–Ag. Покрытие формировали методом электровзрывного напыления. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в скользящих электрических контактах. Скользящие контакты предназначены для контакта движущихся деталей. В качестве примеров могут служить коммутаторы, токоприёмники, контактные кольца и датчики положения, такие как потенциометры или энкодеры. Поэтому для обеспечения условий скользящего токосъёма было выбрано серебро как компонент с высокой электропроводностью и углерод как компонент, который обеспечивает смазку. Углерод был введен в виде углеграфитового волокна, что должно обеспечить стабильность свойств формируемого покрытия.



а



б

Рис. 1. Структура покрытия системы С–Ag, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) демонстрирует однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия. Изображение (б) демонстрирует типичный вид покрытия и подложки

Покрытие имеет толщину до 200 мкм (рис.1а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рис. 1б). По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и черными включениями (рис. 1б). Матрица образована серебром, включения – углеграфитовым волокном. Это подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа. Способ электровзрывного напыления оказывает значительное влияние на структуру покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4. Электровзрывное напыление произведено с использованием оборудования научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННЫХ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ ВАНАДИЯ, МОЛИБДЕНА И ГРАФИТА

Муль Д.О., Волков Д.С., Теплых А.М., Чепелева Е.В.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Известно, что стойкость материала к абразивному изнашиванию напрямую зависит от его твердости. Однако увеличение твердости сопровождается снижением трещиностойкости материала. Одним из эффективных способов решения данной проблемы является поверхностное упрочнения материала, позволяющее добиться износостойкости деталей без снижения их трещиностойкости. Среди различных методов упрочнения поверхности стальных материалов выделяется наплавка с использованием высококонцентрированных источников энергии, к которым можно отнести лазерное и электронно-лучевое излучение [1-3]. Для крупногабаритных изделий подходит наплавка релятивистским электронным пучком, выведенным в воздушную атмосферу.

Сущность этого метода заключается в выпуске мощного пучка электронов в атмосферу сквозь отверстие диаметром около 1 мм. Поверхность металлической заготовки расплавляется, формируя ванну расплава толщиной 1...4 мм, в которой происходит расплавление и растворение, синтез элементов порошковых материалов совместно с элементами основы. Таким образом на поверхности стальной заготовки в процессе кристаллизации ванны расплава при ускоренном отводе тепла в ниже лежащие слои основного металла формируется модифицированный слой с особыми структурой и свойствами.

Процесс формирования износостойких покрытий начинался с нанесения на стальную основу наплавочной смеси, состоящей из порошков карбидообразующего металла, графита и флюса. В качестве карбидообразующего порошка выступали металлы ванадия и молибдена. Количество углерода рассчитано на формирования карбидов стехиометрической формулы VC и Mo₂C и добавки 10 масс. % углерода к массе этой смеси для предотвращения потерь в процессе обработки электронным пучком вследствие расширения объема наплавляемых материалов при резком повышении температуры. Флюс необходим для защиты обрабатываемых материалов от окисления в воздушной атмосфере. Смесь порошков для наплавки наносили на заготовки из стали 40X размерами 100×50×16 мм. Состав порошковой смеси и ток для каждого образца указан в таблице 1. Плотность насыпки составила 0,33 г/см². Далее заготовки располагались на столе ускорителя ЭЛВ-6, разработанного в ИЯФ имени Г.И. Будкера СО РАН. Стол вместе с образцом перемещался под пучком электронов, частота сканирования которого составляла 26 Гц.

Таблица 1. Режимы вневакуумной электронно-лучевой наплавки ванадий-молибдена-графитовых порошковых смесей на стальные заготовки

Тип покрытия	Весовая доля составляющих наплавочной смеси, вес. %				Ток пучка, мА
	Mo	C	V	MgF ₂	
1	-	11,5	48,5	40	25
2	3	10,9	46,1	40	26
3	5	10,8	44,2	40	26

Структурные исследования сформированных слоев проводились на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP. С целью выявления структуры объекты исследования подвергали химическому травлению 5 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Сформированные на стали в процессе наплавки модифицированные слои ровные по всей толщине, макродефектов, таких как трещины, отслоения, раковины на поверхности образцов, не наблюдается (рис. 1а). Толщина покрытий типа 1 составляет 2,2 мм, типа 2 – 3 мм, типа 3 – 3,45 мм. Структура наплавленного слоя, содержащего ванадий без молибдена, представляет собой смесь зерен перлита и мартенсита с остаточным аустенитом,

по границам которых выделяется карбид ванадия. Введение в такой наплавленный слой молибдена приводит к формированию равномерно распределенных частиц карбида ванадия неправильной формы размером 2...5 мкм, металлическая матрица стала преимущественно аустенитно-мартенситной. Увеличение доли молибдена в наплавленном слое приводит к изменению формы кристаллов карбида ванадия – они становятся преимущественно кубической формы, размер которых также изменен (3...10 мкм).

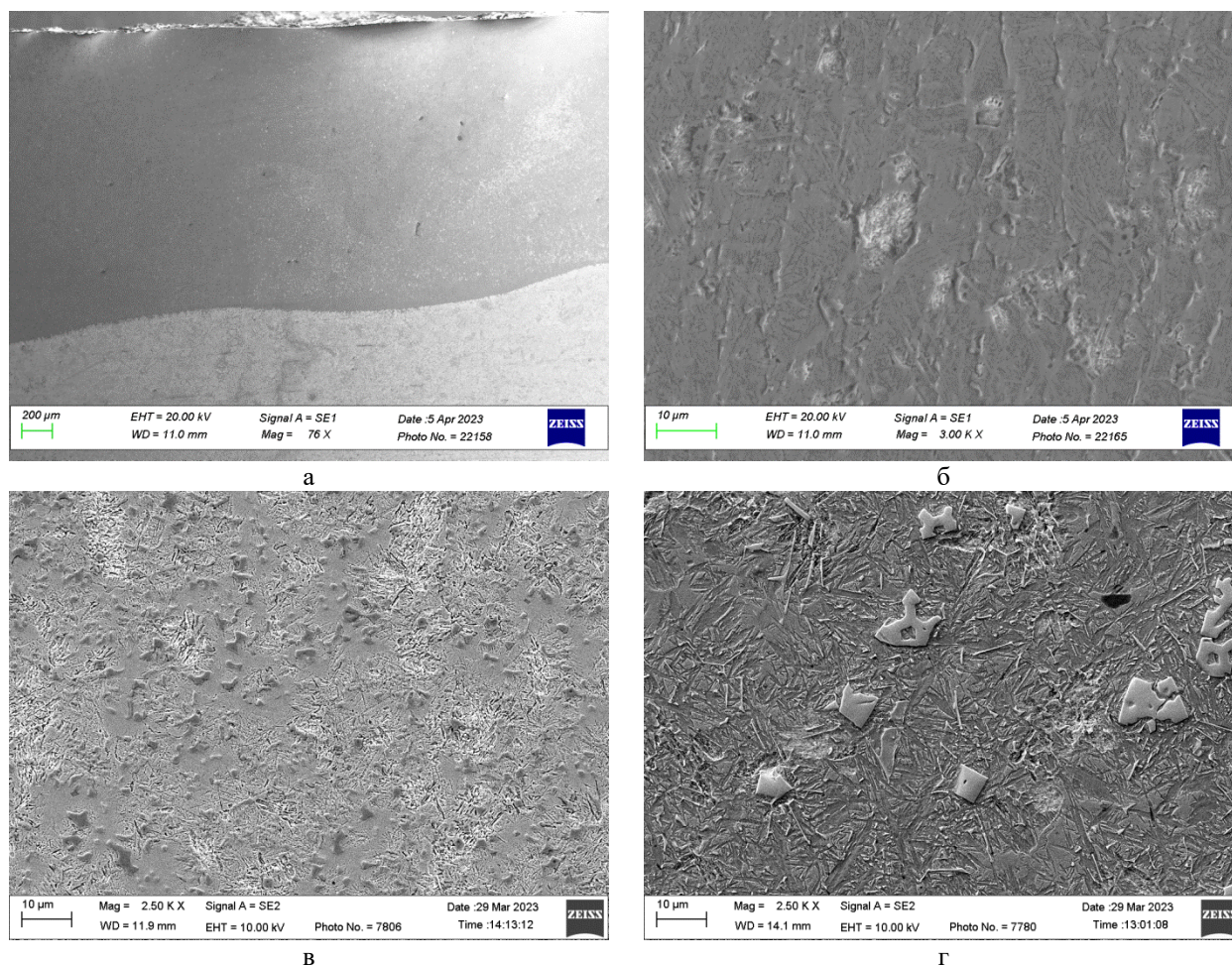


Рис. 1. Микроструктура покрытий типа 1 (а, б), типа 2 (в), тип 3 (г)

На основании исследований можно сделать вывод, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка ванадий-молибдено-графитовой смеси на среднеуглеродистой стали позволяет получать высококачественные покрытия толщиной 2,2...3,45 мм. Введение молибдена к ванадий-графитовой смеси приводит к формированию в наплавленных слоях аустенитно-мартенситной матрицы с равномерно распределенными карбидными частицами.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009).

1. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovski, D.S. Krivizhenko, A.A. Losinskaya, O.G. Lenivtseva // Appl. Surf. Sci. – 2013. – Vol. 284. – P. 472–481. – DOI:10.1016/j.apsusc.2013.07.121.
2. The comparison of tribological properties of the surface layer of the hot work tool steels obtained by laser alloying / L.A. Dobrzański, E. Jonda, K. Labisz, B.S. Mirosław, A. Klimpel // J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. – 2010. – Vol. 42. – Iss. 1-2. – P. 142–147.
3. Electron beam vacuum surfacing: Equipment, technology and properties of coatings / V.E. Panin, S.I. Beljuk, V.G. Durakov, G.A. Pribytkov, N.G. Rempe // Weld. Int. – 2000. – Vol. 14. – P. 580–584. DOI:10.1080/09507110009549234.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕЧЕНИЯ МОДЕЛЬНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ В СОСУДЕ С УЧЕТОМ СТЕНОЗА

Назаренко Н.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Течение жидкостей и газов играет огромную роль в биологических и физиологических процессах, происходящих в человеческом. Проблемы циркуляции крови давно привлекали внимание исследователей. Однако ламинарность течения крови в сосудах существенно нарушается при наличии различных патологий, таких как закупорка или стеноз (сужение русла) сосудов. В частности, стеноз имеет место при наличии атеросклеротической бляшки при атеросклерозе. Двумя основными причинами смерти от ишемической болезни сердца являются разрыв бляшки, вызывающий внезапную закупорку артерии, и медленное нарастание стеноза в артерии вследствие атеросклероза. Математическое моделирование обеспечивает экономичный и неинвазивный метод изучения кровотока в артериях. Используются два подхода - аналитический и вычислительный. Аналитические методы лучше всего подходят для изучения физики, лежащей в основе ситуации, и получения результатов в реальном времени для упрощенных ситуаций. Вычислительные методы позволяют получить результаты для сложных геометрий.

Рассмотрено течение биологической жидкости (крови) в узких артериях (через круглую трубку) с мягким стенозом. Течение крови рассматривается в рамках двухжидкостной модели: неньютоновское течение крови в области ядра описывается в рамках модели жидкости Джеффри, а в периферической области течет слой плазмы, которая ведет себя как ньютоновская жидкость. Поток считаем осесимметричным, ламинарным, полностью развитым, устойчивым, а жидкость несжимаемой в направлении продольной оси.

Математическая постановка включает уравнения движения в цилиндрической системе координат для осесимметричного течения, выражения для радиуса сосуда со стенозом и без и граничные условия.

Задачу решали в безразмерных переменных. В области до и после сужения скорость больше, чем в области самого стеноза, что связано с заданным постоянным отрицательным градиентом давления. Уменьшение величины скорости в области стеноза может негативно сказываться на общем процессе кровообращения. На распределение скорости по радиусу цилиндрического сосуда оказывает влияние высота и длина стеноза, вид жидкости и само наличие стеноза.

Скорость убывает при росте высоты профиля стеноза или при увеличении его длины. Для случаев, когда во всей области артерии присутствует какая то только одна жидкость: либо неньютоновская либо ньютоновская жидкости, то различие в распределении скоростей становится значительной. Скорость в случае ньютоновской жидкости больше, чем в случае неньютоновской жидкости, что связано с влиянием вязкости на течение жидкости. Из сравнения профилей скорости в области без стеноза и в области со стенозом следует, что в области без стеноза скорость больше, чем со стенозом.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Найденкин Е.В., ¹Мишин И.П., ¹Раточка И.В., ²Оборин В.А.

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²ФГБУН Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Современное использование титановых сплавов во многих областях авиа- и машиностроения обусловлено уникальным сочетанием в них высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и усталостной долговечности. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры ($d < 1$ мкм) с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к дополнительному повышению прочностных свойств титановых сплавов, а также реализации, при определенных условиях, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности. Несмотря на большое число работ в этой области до настоящего времени остаются мало изученными особенности измельчения методами ИПД зеренной структуры в высоколегированных титановых сплавах переходного класса, обеспечивая повышение их механических характеристик. Кроме того, исследования сверхмногоциклового усталости и разрушения титановых сплавов переходного класса с УМЗ структурой ранее также не проводились. В связи с этим, в настоящей работе проведены исследования влияния радиально-сдвиговой в сочетании с ручьевого прокатки и последующим старением на структуру, механические и усталостные свойства титановых сплавов переходного класса при испытаниях с ультразвуковой частотой колебаний.

В работе на примере титановых сплавов β и переходного класса ВТ35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr) и ВТ22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) показано, что указанная выше термомеханическая обработка приводит к формированию однородной по сечению прутка зеренно-субзеренной УМЗ структуры с размерами структурных элементов 0,4-0,7 мкм. Последующее старение приводит к распаду пересыщенного твердого раствора β фазы с образованием игольчатых (в случае сплава ВТ22) или пластинчатых (в случае сплава ВТ35) выделений α/α'' -фазы толщиной несколько нанометров. В результате этого наблюдается существенное повышение прочностных свойств указанных УМЗ сплавов по сравнению с их крупнозернистыми аналогами при сохранении удовлетворительной пластичности. Так предел прочности УМЗ сплава ВТ22 повышается по сравнению с крупнозернистым состоянием с 1280 до 1695 МПа, а в случае сплава ВТ35 с 1150 до 1630 МПа, соответственно. На примере титанового сплава ВТ22 показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры с высокими прочностными свойствами приводит к повышению усталостной долговечности в условиях сверхмногоциклового испытания. В частности, при амплитуде напряжений 700 МПа число циклов до разрушения УМЗ сплава более чем на порядок превышает соответствующую величину для крупнозернистого состояния ($7,1 \cdot 10^7$ и $5,8 \cdot 10^6$, соответственно). При амплитудах напряжения 800 МПа и выше усталостная долговечность УМЗ сплава ВТ22 превышает соответствующую в сплаве с крупнозернистой структурой более чем на два порядка. При амплитуде напряжения 850 МПа сплав ВТ22 с УМЗ структурой выдерживает $2,78 \cdot 10^7$ циклов до разрушения. Такие высокие значения усталостной прочности значительно превышают соответствующие величины известных мировых аналогов. В случае УМЗ сплава ВТ35 также наблюдается повышение сопротивления усталостному разрушению по сравнению с крупнозернистым состоянием при амплитудах напряжения выше 500 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00033).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ Cr-Mn-N СТАЛИ

Наркевич Н.А., Толмачев А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В силу высокого содержания легирующих элементов, в том числе азота, внедренного в ГЦК решетку, аустенит высокоазотистых сталей в состоянии после закалки находится в высоконапряженном состоянии, присущем высокоэнтропийным сплавам. В этой связи фазовые превращения, происходящие в сталях этого класса, имеют особенности. В частности, при интенсивной пластической деформации возможно образование вторичных фаз [1]. В то же время, при деформации сдвигом под давлением при комнатной температуре или температуре жидкого азота в отсутствие деформационного нагрева наблюдается деформационно-индуцированное растворение нитридов [2,3].

Целью работы является исследование влияния деформационных поверхностных обработок на особенности деформационного старения и механические свойства высокоазотистой стали.

Исследуемую Cr-Mn-N сталь выплавляли в лабораторной 50-ти килограммовой индукционной печи. В таблице 1 приведен ее химический состав. После закалки от 1100°C в воде сталь имела однофазную аустенитную структуру со средним размером зерен 40 мкм.

Таблица 1. Химический состав исследованной стали

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
вес, %	16,50	18,81	0,52	0,24	0,07	0,53	0,01	0,001	Ост.

Интенсивную деформационную обработку поверхностного слоя проводили двух видов: скользящим шариком под нагрузкой 70Н – (фрикционная обработка (ФО)), и ударниками с ультразвуковой частотой – (ультразвуковая ковка УЗК).

На рисунке 1 показана структура стали после УЗК. Фрагменты аустенитной структуры непрерывно и дискретно разориентированы. Повышенная дефектность структуры, локальный деформационный нагрев и внутренние напряжения активировали диффузионное перемещение атомов внедрения с малым радиусом атомов, что способствовало образованию

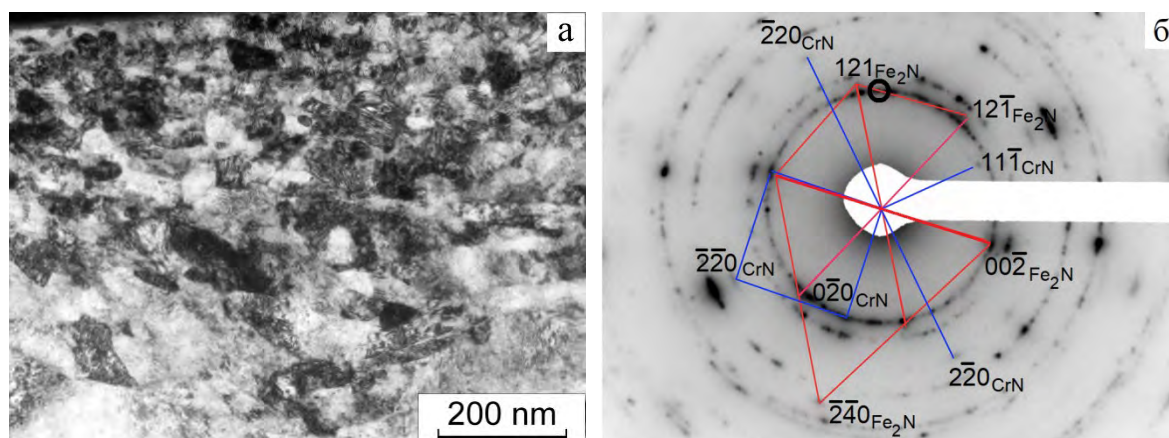


Рис. 1. Структура приповерхностного слоя Cr-Mn-N стали после УЗК: светлопольное изображение (а); электронограмма с сетками рефлексов CrN $z = [112]_{CrN}$ и $z = [001]_{CrN}$ и сеткой рефлексов Fe₂N $z = [2\bar{1}0]_{Fe_2N}$ (б)

нитридов CrN с ГЦК решеткой и Fe₂N с орторомбической решеткой. Объемы решеток нитридов больше, чем у аустенита, следовательно, их образование связано с локальными напряжениями растяжения. Образовавшиеся при интенсивном деформировании нитриды метастабильны и в равновесных условиях не образуются. Термодинамические условия для образования Fe₂N в стали, высоколегированной хромом, отсутствуют. Нитрид железа Fe₂N обладает низкой термодинамической стабильностью [4] и образуется в тонком приповерхностном слое низколегированных сталей при азотировании.

Деформационное старение наблюдается также и после ФО, рис.2. Частицы CrN когерентны матрице, поскольку все кристаллографические направления обеих фаз параллельны, лежат на одной линии электронограммы, в том числе плотноупакованные $[022]_{\gamma}$ и $[022]_{CrN}$, рис.2 а. Параллельны также одноименные оси зон $[100]_{\gamma} \parallel [100]_{CrN}$. Аустенит и нитрид имеют близкие по величине межплоскостные расстояния: $d(111)_{\gamma}=2,08 \text{ \AA}$ и $d(200)_{CrN}=2,07 \text{ \AA}$; $d(220)_{\gamma}=1,27 \text{ \AA}$ и $d(311)_{CrN}=1,25 \text{ \AA}$.

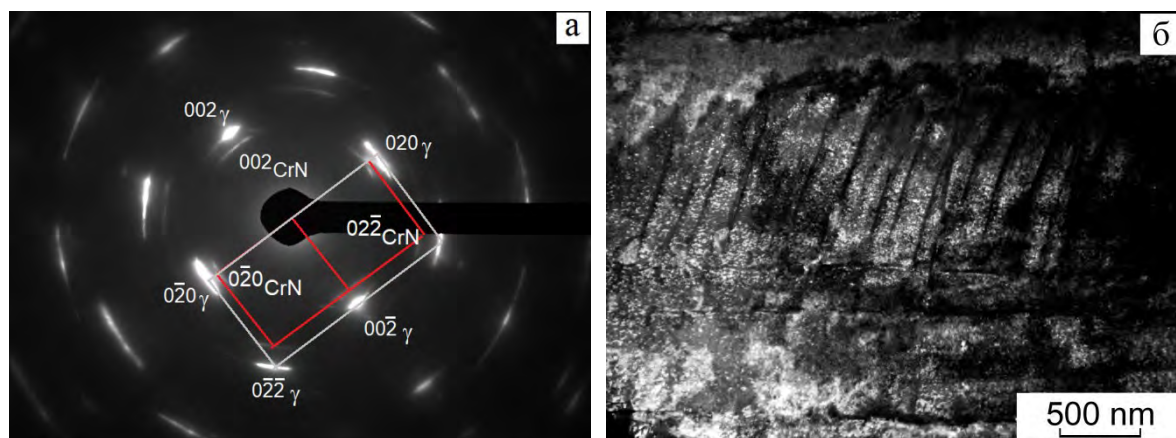


Рис. 2. Структура приповерхностного слоя Cr-Mn-N стали после ФО: электронограмма с сетками рефлексов аустенита и нитрида CrN: ОЗ $[100]_{\gamma}$ параллельна ОЗ $[100]_{CrN}$ (а); темнопольное изображение в рефлексе $(002)_{CrN}$ (б)

Деформационные обработки повышают предел текучести стали. В связи с тем, что при УЗК формируется более толстый упрочненный слой, увеличение $\sigma_{0.2}$ после УЗК больше, чем после ФО, таблица 2.

Таблица 2. Механические свойства стали после закалки от 1100°C , фрикционной обработки и ультразвуковойковки

Обработка	Механические свойства		
	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Закалка 1100°C	450	890	60
Фрикционная обработка (ФО)	560	890	50
Ультразвуковая ковка (УЗК)	600	890	42

Структура, формирующая в процессе интенсивного деформирования, в значительной степени зависит локальных термических флуктуаций и характера напряженного состояния. Тип кристаллических решеток нитридов CrN (ГЦК) и Fe_2N (орторомбическая) обеспечивает наилучшее сопряжение кристаллических решеток и когерентность связи с матрицей. Образование нитридов при интенсивном деформировании высокоазотистой стали является механизмом упрочнения и, в то же время, механизмом релаксации внутренних напряжений.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

1. Effect of ultrasonic forging strain processing on the surface layer microstructure and temperature-dependent mechanical properties of high nitrogen austenitic steel / N.A. Narkevich, E.E. Deryugin, O.B. Perevalova, I.V. Vlasov // Mater. Sci. Eng.: A. – 2022. – Vol. 834. – 142590. – DOI:10.1016/j.msea.2021.142590.
2. Структурно-фазовые превращения и микромеханические свойства высокоазотистой аустенитной стали, деформированной сдвигом под давлением / А.В. Макаров, С.Н. Лучко, В.А. Шабашов, Е.Г. Волкова, А.Л. Осинцева, А.Е. Заматовский, А.В. Литвинов, В.В. Сагарадзе // ФММ. – 2017. – Т. 118, № 1. – С. 55-68. – DOI:10.7868/S0015323017010041.
3. Деформационно-индуцированное растворение и выделение нитридов в аустените и феррите высокоазотистой нержавеющей стали / В.А. Шабашов, А.В. Макаров, К.А. Козлов, В.В. Сагарадзе, А.Е. Заматовский, Е.Г. Волкова, С.Н. Лучко // ФММ. – 2018. – Т. 119, № 2. – С. 193- 204. – DOI: 10.7868/S0015323018020110
4. Петрова Л.Г., Сергеева А.С. Контроль фазового состава аустенитных сталей при поверхностном упрочнении методом высокотемпературного азотирования // Научно-технические технологии в машиностроении. – 2020. – № 6. – С. 3-11. –DOI: 10.30987/2223-4608-2020-6-3-11.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЯ TiCN, НАНЕСЕННОГО КАТОДНО-ДУГОВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ

¹Нго Тхань Бинь, ²Губайдулина Т.А., ²Сергеев В.П., ²Овчинников С. В., ¹Бу Ван Гюи

¹Южное отделение Совместного Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра, Хошимин, Вьетнам

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Быстрое развитие промышленности в основном зависит от возможностей инженерии поверхности. Наиболее существенной модификацией поверхности режущего инструмента, улучшающей механические и трибологические свойства, является нанесение покрытий TiN и TiC. Покрытия TiN повышают твердость поверхности благодаря низкому коэффициенту трения и высокой химической стойкости. Однако, они также демонстрируют низкую адгезию к подложке из-за загрязнения поверхности и остаточного напряжения на границе раздела покрытия с подложкой. Они не обеспечивают слой теплового барьера для режущего инструмента [1]. Слои TiC отличаются низким коэффициентом трения, высокой твердостью, коррозионной стойкостью, хорошей электро- и теплопроводностью и высокой температурой плавления [1, 2]. Однако, покрытия TiC обладают высокими внутренними напряжениями, что обуславливает склонность к расслаиванию [3].

Режущие инструменты с покрытием TiCN обладают повышенной эффективностью по сравнению с TiN и TiC. Эти покрытия обладают лучшей адгезией, твердостью, износостойкостью, теплопроводностью, чем TiN, и более химически устойчивы, чем TiC. Кроме того, TiCN с низким коэффициентом трения, обусловленным наличием углерода, относится к покрытиям с низким коэффициентом трения. Это позволяет уменьшить или исключить жидкую смазку при подсобных работах. Покрытия TiCN обязаны своими свойствами комбинации атомов, представляющей собой смесь связей ковалентной, металлической и ионной. Хотя покрытия TiCN известны три десятилетия, они до сих пор являются предметом изучения многих научных центров. Их применение, главным образом, в режущих инструментах, а также, например, в аэрокосмической промышленности, требует постоянного контроля структуры и механических свойств. Целью данной работы является исследование структуры, механических и трибологических свойств покрытия TiCN, полученного методом катодно-дугового осаждения на установке Pfc 450, на подложке из стали HSS M2.

Морфологию поверхности исследуемого покрытия выполняли с помощью сканирующего электронного микроскопа FEI Quanta 200 3D. Микроструктуру покрытия после осаждения исследовали с помощью рентгеновского аппарата Bruker D2 Phaser. Измерение твердости покрытия было проведено с помощью прибора CSM nanoindentation tester NHT². Максимальная глубина вдавливания поддерживалась на уровне 10% от толщины покрытия, чтобы свести к минимуму влияние подложки (при нагрузке 25 мН). Для получения достоверной статистики было выполнено 12 отпечатков в образце, сконфигурированных на разных участках. Адгезию покрытия проверяли методом скретч-тестирования (царапания) на приборе UMT CERT 3, перемещая алмазный индентор по поверхности исследуемого образца с постепенно возрастающей нагрузкой. Кроме того, для определения класса адгезии использовалось испытание на вдавливание по стандарту VDI 3198. Коэффициент трения и скорость изнашивания покрытия определяли при испытании ball-on-flat (при нагрузках 2Н, 4Н и 6Н) на приборе UMT CERT 3 при комнатной температуре и ball-on-disk (при температурах 25, 200 и 400 °С) на трибометре высокотемпературном CSM Instruments. Скорость износа покрытия рассчитывали путем измерения следов профилей поверхности, снятых поперек дорожки износа, с помощью профилометра KLA-Tencor.

Показано, что покрытие TiCN было успешно нанесено на подложку HSS M2. Компактная микроструктура без видимых расслоений наблюдалась на микроскопе зоны вдавливания (в соответствии с классификацией HF1 стандарта VDI 3198). При исследовании покрытия TiCN было обнаружено, что покрытие состоит из мелких кристаллитов. На основе

рентгенограммы показаны рефлексы TiCN (111), (200), (220), (222), (311). В условиях сухого трения при тестировании ball-on-flat, коэффициенты трения находятся в пределах 0,2; 0,3 и 0,35 при нагрузках 2Н, 4Н и 6Н соответственно (Рис. 1). Было замечено, что коэффициент трения увеличивается с увеличением температуры испытания. При температуре испытания 200°С коэффициент трения в среднем составляет 0,65 и увеличивался до 0,7 при 400 °С.

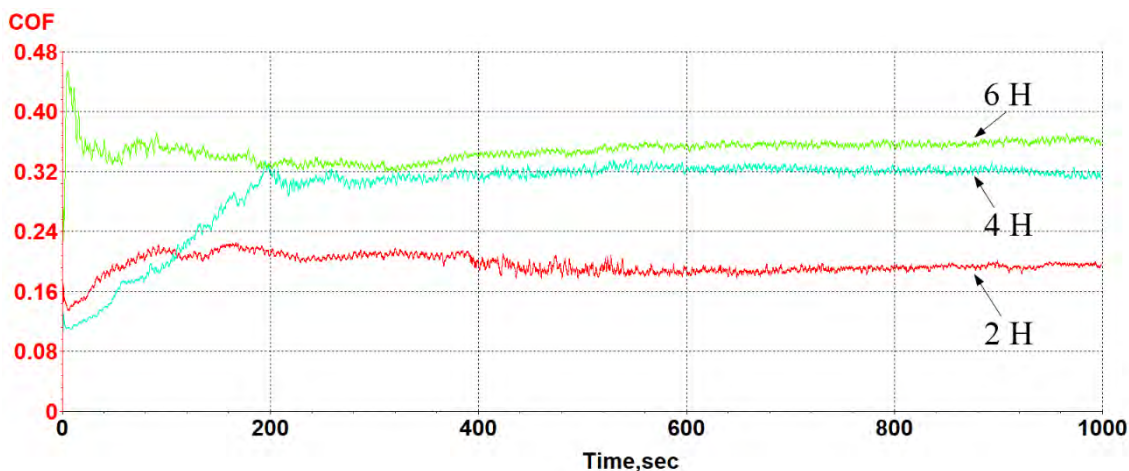


Рис. 1. Коэффициент трения при различных нагрузках

Работа выполнена в рамках задания Совместного Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра, проект Т-2.6 «Защита от коррозии и повышение тропикостойкости изделий из конструкционных сплавов ионно-плазменными методами нанесения покрытий».

1. Analysis of Ti-base Hard Coating Performance in Machining Process: A Review / P.C. Siow, Ghani Jaharah, Tomadi Siti Haryani, C. Haron // Journal of Applied Sciences – 2012. Vol. 12. – P. 1882-1890. – DOI: 10.3923/jas.2012.1882.1890.
2. Fabrication of nanocrystalline TiC coating on AISI D2 steel substrate via high-energy mechanical alloying of Ti and C / Saba Farhad, Kabiri Elmira, J. Khaki, Haddad Sabzevar Mohsen // Powder Technology – 2015. – Vol. 288. – P. 76-86. – DOI: 10.1016/j.powtec.2015.10.030.
3. Polcar T., Novak R., Siroký P. The tribological characteristics of TiCN coating at elevated temperatures // Wear. - 2006. – Vol. 260. – P.40-49. – DOI: 10.1016/j.wear.2004.12.031.

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ

Невский С.А., Бащенко Л.П., Громов В.Е., Сарычев В.Д., Шамсутдинова Д.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Одним из наиболее эффективных способов создания градиентных структур на поверхности изделий ответственного назначения является плазменная наплавка. Она позволяет создавать биметаллические изделия, у которых высокая прочность, износостойкость и низкая стоимость сочетаются с большой долговечностью в условиях эксплуатации. Применение этого метода для ремонта изношенных деталей позволяет провести сокращение количества запасных частей эксплуатируемого оборудования и времени простоя при ремонтах, а также снизить расходы на его обслуживание. Использование специально разработанной технологии создания поверхностного слоя с помощью различных наплавочных материалов, например теплостойких сплавов с содержанием вольфрама $\sim 17 - 18 \%$ позволяет увеличить срок службы прокатных валков и других изделий в несколько десятков раз. Поиск механизмов и построение математических моделей процессов, приводящих к такому значительному эффекту, является важным научно-техническим направлением, имеющим огромное практическое значение. Кроме того, достижения в одном технологическом направлении плазменной технологии можно применять в других направлениях. Одной из ключевых проблем применения наплавки является процессы, протекающие в ванне расплава. Именно они приводят к образованию структуры, обеспечивающей высокие механические и трибологические свойства наплавленного материала. Комплекс явлений, происходящих в ванне расплава, является сложным. Он включает в себя нагрев и расплавление подложки, конвективные течения в расплавленном слое, растворение легирующих элементов, кристаллизацию с последующим образованием ячеистой и дендритной структуры и т.д. Настоящая работа посвящена изучению конвективных процессов в ванне расплава. Основными уравнениями модели являлись уравнения Навье-Стокса, конвективной теплопроводности и уравнения Максвелла. Рассматривалось воздействие плазмы электрической дуги на пластину из стали. На верхней поверхности задавались плотность тока, давление и тепловой поток, которые являются результатом воздействия плазмы на поверхность металла. На нижней поверхности ставилось условие конвективной теплоотдачи и электромагнитной неразрывности. На боковых границах – условие конвективной теплоотдачи и равенство нулю скалярного электрического потенциала. Зависимость поверхностного натяжения от температуры имела вид нисходящей параболы. Расчеты проводились методом конечных элементов в пакете Comsol Multiphysics. Они показали, что до достижения максимума теплового потока q , нисходящий поток образованный двумя симметричными вихрями движется от центра ванны, перемешивая расплав по всей ширине. При спаде теплового воздействия плазменной струи начинается стадия остывания, которая характеризуется движением нисходящего потока к центру ванны и последующем появлением одиночного вихря около центра симметрии. Его возникновение можно объяснить сменой знака температурного градиента поверхностного натяжения. Анализ картин гидродинамического течения в ванне расплава под действием плазмы электродугового разряда с учетом эффекта Марангони показал, что в ней этапе нагрева формируется многовихревая структура, которая перемешивает расплав по всей глубине. На стадии остывания нисходящий поток жидкости движется к центру ванны. Таким образом следует заключить, что конвекция в ванне расплава является основным механизмом массопереноса

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

¹Николаев А.А., ¹Рамазанов К.Н., ¹Назаров А.Ю., ²Астафурова Е.Г.

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследованы приповерхностные слои образцов титанового сплава ВТ6, подвергнутого ионно-плазменной обработке (ИПО). ИПО проводилась за один вакуумный цикл и состояла из двух этапов. На первом этапе вакуумно-дуговым методом с плазменным ассистированием было нанесено алюминиевое покрытие толщиной 2,5 мкм. На втором этапе образцы с покрытием подвергались ионной обработке в среде аргона при температуре 500°C в течение 1 часа. Ассистирование процесса осаждения покрытия и генерация плазмы для ИПО осуществлялась с помощью плазменного источника с накальным катодом «ПИНК». Ток разряда при ассистировании составлял 10 А, при ИПО - 70А. Для исследования структуры образцов методом ионного утонения были подготовлены фольги в поперечном к модифицированным слоям сечении.

Исходное алюминиевое покрытие (до ИПО) состоит из двух различных по структуре слоев. От границы «покрытие-титановый сплав» вглубь покрытия располагается область с нанокристаллической структурой. Выше данной области вплоть до поверхности покрытие имеет ультрамелкозернистую структуру. Покрытие состоит только из алюминия, но при его нанесении происходит диффузия алюминия в поверхность образца из титанового сплава.

ПЭМ-анализ структуры покрытия и модифицированных слоев в титановом сплаве в состоянии после ИПО показал, что структура в покрытии неоднородна и в нем можно выделить два характерных подслоя. Первый располагается от свободной поверхности образца до второй наноструктурной области, расположенной вблизи границы «покрытие-подложка» (унаследовавшей нанокристаллическую структуру области с наноразмерными зернами алюминия, сформированными до ИПО). В первом подслое наблюдается гомогенная структура с крупными зернами интерметаллида $TiAl_3$, что подтверждено микродифракционным и микрорентгеноспектральным анализом. Второй подслоем представляет собой область толщиной 200 нм, которая полностью состоит из наноразмерных зерен. На микродифракционных картинах, полученных для данной области, видны диффузные кольца со значительными радиальными размытиями. По сравнению с нанокристаллической структурой в исходном алюминиевом покрытии, дифракционные кольца не состоят из отдельных точечных рефлексов, они замкнуты. Межплоскостные расстояния для большинства колец наиболее близки алюминию, однако для нескольких колец они могут быть отнесены и к фазам α -Ti и $TiAl_3$. Под покрытием, на глубине до 2 мкм от границы раздела «покрытие-подложка», в титановой основе образуется интерметаллидный слой, состоящий из множества мелких зерен. Электронограммы для данной области, представляют собой набор множества точечных рефлексов, которые соответствуют фазе $TiAl_3$. Под данной областью располагается тонкая прослойка вытянутых зерен фазы $TiAl$, размер которых составляет 250–300 нм. Дифракционный анализ и ЭДС-анализ подтвердили формирование интерметаллида $TiAl$ в этой области. Далее сформировался подслоем с зернами богатой титаном фазы Ti_3Al . Ниже, под слоистым интерметаллидным модифицированным слоем, наблюдается стабилизированная алюминием область α -Ti и далее – (α + β) двухфазный титановый сплав ВТ6.

Таким образом, анализ структуры исследуемых образцов показал, что ИПО позволяет формировать интерметаллидную слоистую структуру в поверхностных слоях сплава ВТ6 с интерметаллидами системы Ti-Al разного стехиометрического состава.

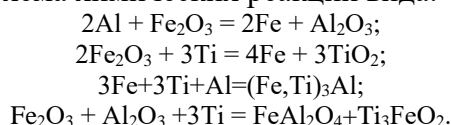
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-29-01463). ПЭМ исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

МОДЕЛЬ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti-Al-Fe₂O₃

Николаев И.О., Князева А.Г., Коростелева Е.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

В работе предложена модель реакционного спекания смеси порошков Al+Ti+Fe+Fe₂O₃, учитывающая изменение объема, связанное с тепловым расширением и образованием новых фаз. Уравнение баланса тепла, учитывающее нагрев излучением, потери тепла конвекцией и тепловыделение от химических реакций, дополнено уравнениями химической кинетики. Поскольку детальный механизм большинства реакций с участием твердых веществ, как правило, неизвестен, и стадиями реакций являются разнообразные физические процессы, то наиболее корректными оказываются модели с редуцированными химическими стадиями, которые учитывают формирование наблюдаемых в эксперименте фаз. Для построения макроскопической модели спекания, которая может обладать прогностическими свойствами, предложена редуцированная схема химических реакций вида:



В общем случае кинетических уравнений оказывается девять.

Для образца со свободными поверхностями, не подвергнутого внешнему нагружению, изменение объема можно представить в виде

$$\frac{V - V_0}{V_0} \approx \varepsilon_{kk} = 3 \left[\alpha_T (T - T_0) + \sum_{k=1}^n \alpha_k (C_k - C_{k0}) \right], \quad (1)$$

где T - температура; α_T - коэффициент теплового расширения, зависящий от состава; α_k - коэффициенты концентрационного расширения по каждому компоненту; C_k - массовые концентрации компонентов; ε_{kk} - первый инвариант тензора деформаций; индекс «0» относится к начальному состоянию. С помощью соотношения (1) и уравнения неразрывности находим уравнение, описывающее эволюцию пористости в процессе спекания. В модели учитывается плавление и возможность ускорение реакционного спекания с появлением некоторой доли жидкой фазы.

Диффузионно-контролируемые стадии и сопутствующие напряжения на уровне частиц проанализированы с помощью специальных диффузионно-кинетических задач.

Цикл экспериментальных исследований с использованием производного порошкового продукта из измельченной стальной стружки как отходов металлообработки, подтвердил предположение о стадийности протекания диффузионно-реакционных процессов в многокомпонентных порошковых системах на основе Ti-Al-Fe-O-C.

В результате выполненных экспериментальных исследований проведен анализ механизмов структурообразования и объемной дилатации в порошковых материалах на основе системы Ti-Al с добавлением отходов металлообработки при различных температурных режимах реакционного спекания в зависимости от выбранного соотношения компонентов. Последовательно-параллельные процессы для некоторых вариантов сочетания компонентов позволяют получить мелкодисперсную оксидную фазу Al₂O₃ в металлической матрице, что делает перспективным создание металломатричных композитов с оксидной фазой с использованием отходов металлообработки промышленности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда и Администрации Томской области, грант № 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031/>.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНОГО СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИСТЕМЫ BT6-Cu

Николаева А.В., Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Исследование системы BT6-Cu представляет особый интерес, так как использование небольших добавок Cu (от 0,5 до 10 вес. %) в качестве легирующего элемента титанового сплава, повышает его способность к механической обработке, износостойкость, антибактериальные свойства и стойкость к горению [1, 2]. На сегодняшний день наибольший интерес представляет исследование механических свойств титанового сплава BT6, легированного большими добавками меди (более 10 вес. %). Данные сплавы могут быть использованы в качестве основного конструкционного материала в автомобилестроении, аэрокосмической и химической промышленности. Однако, добиться однородной структуры и необходимого содержания меди в композиционном сплаве традиционными методами очень сложно. Перспективным методом получения таких композитов является электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП), так как оно имеет ряд преимуществ по сравнению с методами литья [3]. Целью данной работы являлось исследование влияния добавок меди (15, 19 и 25 вес. %) на микроструктуру и механические свойства титанового сплава BT6.

Установлено, что в композитах BT6-15%Cu и BT6-19%Cu формируются равноосные зерна со средним размером 190 ± 56 мкм и 168 ± 48 мкм, соответственно. СЭМ-изображения полученных композитов показали, что их микроструктура состоит из вторичного эвтектоида Ti_2Cu и α/β фазы. Результаты EDS анализа показали высокое содержание Cu в фазе Ti_2Cu , а именно, более 26 вес. %. В композите BT6-25%Cu образуется множество крупных фаз первичного эвтектоида Ti_2Cu , объемная доля которого составляет $\sim 38 \pm 6\%$. Идентификация рентгенограмм композитов BT6 с концентрацией меди 15, 19 и 25 вес. % не выявила других фаз, кроме $\alpha-Ti$, $\beta-Ti$ и Ti_2Cu . Обнаружено, что с увеличением содержания Cu непрерывно увеличивается объемная доля Ti_2Cu с 11,1% (для BT6-15%Cu) до 25,9% (для BT6-25%Cu).

Испытания композитов BT6-Cu на сжатие, показали увеличение значения предела текучести с увеличением содержания меди. Для сплавов с концентрацией меди 19 и 25 вес. % Cu предел текучести составил 807 МПа и 957 МПа соответственно, увеличившись на 46% и 73% по сравнению с пределом текучести исходного сплава BT6, полученного ЭЛАП (554 МПа). Композит BT6-15%Cu обладает наибольшим пределом текучести равным 1291 МПа, что на 737 МПа больше чем у исходного титанового сплава BT6 без добавления меди.

Таким образом, в полученных композитах BT6 с концентрацией меди 15, 19 и 25 вес. % наблюдается увеличение предела текучести, что связано с увеличением объемной доли, упрочняющей наноразмерной фазы Ti_2Cu .

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Corrosion and antibacterial performance of novel selective-laser-melted (SLMed) Ti-xCu biomedical alloys / H. Ji, M.-C. Zhao, B. Xie, Y.-C. Zhao, D. Yin, C. Gao, C. Shuai, A. Atrens // J. Alloy Compd. – 2021. – Vol. 864. – P. 158415. – DOI:10.1016/j.jallcom.2020.158415.
2. Multiscale exploit the role of copper on the burn resistant behavior of Ti-Cu alloy / W. Yang, Y. Chen, Q. Zhao, H. Zhan, Y. Xu, F. Zhang, Y. Zhao, Y. Gu // J. Alloy Compd. – 2021. – Vol. 863. – P. 158639. – DOI:10.1016/j.jallcom.2021.158639.
3. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing / A. Zyкова, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, E. Moskvichev, S. Nikonov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, S. Tarasov // Progress in Additive Manufacturing. – 2022. – P. 1-16. – DOI:10.1007/s40964-022-00378-4.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ Cu НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ VT6-Cu ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы широко применяются в авиационной и ракетно-космической промышленности, так как они обладают малым удельным весом, превосходной коррозионной стойкостью и высокой вязкостью разрушения. Однако они не обладают оптимальными трибологическими свойствами, так как легко поддаются адгезионному износу из-за низкой поверхностной прочности [1]. В свою очередь износостойкость титановых сплавов может быть улучшена путем их легирования, такими элементами как медь, никель, железо и кобальт. В качестве важных и ответственных деталей авиационных и реактивных двигателей, обладающих высокими трибологическими свойствами, возможно производство деталей на основе системы VT6-Cu, которая может быть успешно получена методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) [2]. Добавление Cu к титановым сплавам увеличивает их теплопроводность, что способствует повышению стойкости к горению и обрабатываемости титанового сплава [3]. В зависимости от содержания меди различают доэвтектоидную, эвтектоидную и заэвтектоидную структуру VT6-Cu [4]. Таким образом, трибологические свойства данных сплавов будут зависеть от сформировавшейся структуры. В литературе нет достаточного количества данных о формировании заэвтектоидной структуры системы Ti-Cu. Поэтому целью данной работы являлось исследование влияния содержания меди на трибологические свойства композитов VT6-Cu, полученных ЭЛАП.

В данной работе методом электронно-лучевого аддитивного производства были выращены стенки VT6 с заэвтектоидными концентрациями меди: 15 и 19 вес. %. Испытания на сухое трение скольжения проводились по схеме «палец-диск». Образцы размером $3 \times 3 \times 10$ мм, изготовленные из композитов VT6-Cu с различной концентрацией меди, вырезались в направлении роста стенки, контртела в форме дисков - из закаленной стали ШХ15.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии было установлено, что в композитах VT6-15Cu и VT6-19Cu формируются полностью равноосные зерна. Было обнаружено, что их микроструктура состоит из вторичного эвтектоида Ti_2Cu с игольчатой структурой, в промежутках между которым находятся α/β фазы. Результаты EDS анализа показали, что данная фаза в основном сосредоточена по границам β -зерен и образовалась, когда концентрация меди превысила растворимость в β -Ti.

Для определения величины износа были измерены линейные размеры и масса образцов до и после трибологических испытаний. По значению потери массы испытуемого образца можно сделать вывод, что износостойкость композитов VT6-15Cu и VT6-19Cu понижается на 47% и 37% по сравнению с исходным сплавом VT6, полученного ЭЛАП, соответственно. Значения линейного износа для образцов VT6 с содержанием меди 15 и 19 вес. % составили $0,34 \pm 0,01$ мм и $0,39 \pm 0,01$ мм, что на ~39% и ~30% меньше значения линейного износа для сплава VT6, полученного ЭЛАП, соответственно. Исходя из вышеизложенного, сплав VT6-15Cu демонстрирует наименьшее значение износа.

Увеличение содержания Cu в композитах приводит к увеличению выделения частиц Ti_2Cu игольчатой формы, что приводит к повышению прочности титанового сплава и снижению интенсивности адгезионного износа. Таким образом, введение заэвтектоидных добавок меди в титановый сплав приводит к смене механизма изнашивания от адгезионного к окислительно-абразивному износу.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для

1. The effect of copper content on the mechanical and tribological properties of hypo-, hyper-and eutectoid Ti-Cu alloys / Y. Xu, J. Jiang, Z. Yang, Q. Zhao, Y. Chen, Y. Zhao // *Materials*. – 2020. – Vol. 13. – P. 3411. – DOI:10.3390/ma13153411.
2. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / A.P. Zykova, A.V. Nikolaeva, A.V. Vorontsov, A.V. Chumaevskii, S.Yu. Nikonov, E N. Moskvichev, D.A. Gurianov, N.L. Savchenko, E.A. Kolubaev, S.Yu. Tarasov // *Physical Mesomechanics*. – 2023. – Vol. 26(2). – P. 107–125. – DOI:10.1134/S1029959923020017.
3. Effects of composition and heat treatment on the mechanical behavior of Ti–Cu alloys / A.O.F. Hayama, P.N. Andrade, A. Cremasco, R.J. Contieri, C.R.M. Afonso, R. Caram // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 55. – P. 1006–1013. – DOI:10.1016/j.matdes.2013.10.050.
4. Hexagonal martensite decomposition and phase precipitation in Ti–Cu alloys / F.F. Cardoso, A. Cremasco, R.J. Contieri, E.S.N. Lopes, C.R.M. Afonso, R. Caram // *Materials & Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 4608–4613. – DOI:10.1016/j.matdes.2011.03.040.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА БРАМЦ9-2, ПОЛУЧЕННОГО АДДИТИВНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ

Никоненко А.В., Панфилов А.О., Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Зыкова А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интенсивное развитие устройств и аппаратов машиностроительного, судостроительного и авиационно-космического назначения приводит к потребности в создании и производстве деталей машин и механизмов со сложным дизайном геометрической формы и разнородной по фазовому составу структурой, что недостижимо при использовании традиционных промышленных методов и технологий. В настоящее время для получения таких деталей широко применяются различные методы аддитивных технологий, позволяющие формировать изделия сложной формы с управляемой градиентной структурой и повышенными механическими свойствами. К наиболее высокопроизводительным промышленным технологиям 3D-печати металлами в настоящее время относятся технология электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) и проволочного электродугового аддитивного производства (ЭДАП,) [1–5].

В свою очередь, технология проволочной электродуговой 3D-печати характеризуется существенно большей скоростью кристаллизации в сравнении электронно-лучевой технологией, более высокой производительностью и отсутствием необходимости печати в вакууме. Исходя из существенно различных условий процесса плавления и кристаллизации материала в ванне расплава, материалы, получаемые методом проволочной электродуговой аддитивной технологии, имеют существенные отличия структуры эксплуатационных свойств. По этой причине особенности металлургических процессов при данном методе аддитивного производства требуют проведения отдельных исследований. Поэтому целью являлось исследование технологических особенностей, закономерностей организации структуры и деформационного поведения сплава, полученного методами электронно-лучевого и электродугового аддитивного производства.

Стенки алюминиевой бронзы размером $\sim 80 \times 10 \times 60$ мм³ были изготовлены на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства Института физики прочности и материаловедения СО РАН. В качестве исходного материала использовалась сварочная проволока из алюминиевой бронзы БрАМц9-2 следующего состава, вес. %: 9,3 \pm 1,4 Al, 1,93 \pm 0,04 Mn, 0,4 \pm 0,02 Zn, 0,3 \pm 0,01 Fe, Cu остальное. Для формирования образцов использовалась подложка из нержавеющей стали 12X18H10T. Печать образцов из алюминиевой бронзы проводили в вакуумной камере при ускоряющем напряжении электронного пучка 30 кВ, скорости подачи проволоки ~ 2000 мм/мин и скорости перемещения столика 400 мм/мин.

3D-печать бронзы БрАМц9-2 осуществляли на 6-осевом промышленном роботе FANUC Robot ARC Mate 100iD со сварочной горелкой и инверторном источнике питания EWM Titan XQ R 400 Pulse с технологией «coldArc». Для 3D-печати была выбрана проволока БрАМц9-2 диаметром 1,2 мм, которую наплавляли в среде защитного газа (Ar-100%) на прямоугольную подложку толщиной 5 мм из нержавеющей стали марки 12X18H10T.

Изменение значений тепловложения в процессе электронно-лучевого выращивания изделия из алюминиевой бронзы, при котором варьировались значения тока электронного пучка от 85 до 50 мА, повлияли на размер и морфологию дендритных зерен, а также на механические свойства напечатанной бронзы БрАМц9-2. В сечении параллельном направлению печати в нижней части напечатанного изделия при максимальных значениях тепловложения (0,34 кДж/мм) формировались узкие столбчатые дендриты, ширина которых увеличивалась по мере выращивания изделия с уменьшением значений погонной энергии (0,23 кДж/мм). При этом установлено, что изменение значений тепловложения во время ЭЛАП не влияет средний размер ширины дендритных зерен в сечении, перпендикулярном сечению относительно направления печати. При испытании образцов на статическое растяжение установлено, что с уменьшением значений тепловложения во время ЭЛАП,

увеличивались значения предела прочности от 435 МПа до 483 МПа. Выявлена незначительная анизотропия механических свойств у образцов, вырезанных в сечениях параллельно и перпендикулярно направлению печати.

Изменение значений тепловложения в процессе электродугового выращивания изделия из алюминиевой бронзы не влияет на среднюю ширину дендритных зерен в сечении, перпендикулярном направлению печати. Микроструктура алюминиевой бронзы характеризуется наличием твердого раствора α -Cu(Al) и остаточной мартенситной β' -фазы Cu₃Al. Выявлена незначительная анизотропия механических свойств образцов, вырезанных в сечениях параллельно и перпендикулярно направлению печати. Образцы, вырезанные в сечении параллельном относительно направления печати, демонстрируют наибольшие значения предела прочности и меньшую пластичность, по сравнению с образцами, вырезанными в сечении, перпендикулярном направлению печати. Значения предела прочности меняется от 515 МПа до 591 МПа в сравнении между лопатками, вырезанными вдоль нанесения слоев и поперек. Стоит отметить при этом, что значения предела прочности алюминиевой бронзы, полученной ЭЛАП ниже на ~100 МПа по сравнению с алюминиевой бронзой, полученной электродуговой аддитивной технологией.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting / N.T. Aboulkhari, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, R. Hague // Prog. Mater. Sci. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
2. Study on the NiTi shape memory alloys in-situ synthesized by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing / Z. Pu, D. Du, K. Wang, G. Liu, D. Zhang, Z. Haoyu, R. Xi, X. Wang // Addit. Manuf. – 2022. – Vol. 56. – P. 102886. – DOI:10.1016/j.addma.2022.102886.
3. Electron-beam additive manufacturing of high-nitrogen steel: Microstructure and tensile properties / S. Astafurov, E. Astafurova, K. Reunova, E. Melnikov, M. Panchenko, V. Moskvina, G. Maier, V. Rubtsov, E. Kolubaev // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – Vol. 826. – P. 141951. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.141951.
4. Wire arc additive manufacturing of titanium aluminide alloys using two-wire TOP-TIG welding: processing, microstructures, and mechanical properties / X. Cai, B. Dong, X. Yin, S. Lin, C. Fan, C. Yang // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 35. – P. 101344. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101344.
5. Laser-arc hybrid additive manufacturing of stainless steel with beam oscillation / M. Gong, Y. Meng, S. Zhang, Y. Zhang // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 33. – P. 101180. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101180.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА ЭКСПЛУАТАЦИИ КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ ДЛЯ ИЛЛЮМИНАТОРОВ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ ПРИ НАНЕСЕНИИ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ

¹Овчинников С.В., ²Стужук В.В., ²Гукало А.А., ¹Сергеев В.П.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²ПАО «Ракетно–космическая корпорация «Энергия», Королев

В настоящее время в связи с тенденцией увеличения длительности сроков эксплуатации оптических элементов космических аппаратов актуальна задача модернизации их материалов и конструкций, а также получение достоверных прогнозных оценок сроков их службы для своевременной замены и предотвращения возможных аварий. Одним из возможных решений данной задачи является нанесение на поверхность стекол прозрачных защитных покрытий, препятствующих образованию кратеров при ударном воздействии высокоскоростных микрометеороидов.

Анализ данных научно-технической литературы показал, что в качестве защиты от механических повреждений оптических элементов могут быть использованы покрытия системы Al-Si-N, так как они являются прозрачными для видимого света, имеют высокую микротвердость (до 30 ГПа), высокий коэффициент упругого восстановления формы (70–90 %), что определяет, как показали ранее выполненные исследования, их эффективность в отношении уменьшения (в $\sim 2,8$ раза) плотности кратеров по сравнению со стеклами без покрытий.

В связи с этим в данной работе была поставлена задача оценки эффективности отмеченных покрытий в отношении увеличения кратковременной прочности на изгиб кварцевого стекла и остаточного ресурса эксплуатации иллюминаторов в зависимости от величины кратерной поврежденности стекла. Осаждение двусторонних защитных покрытий состава Ni/SiAlN толщиной 4 - 6 мкм на образцы стекла марки КВ было выполнено методом магнетронного распыления на вакуумной установке УВН-05МД.

Изучены структурные особенности состояния поверхности, характерные картины её разрушения в тестах на соосный изгиб и определены пределы прочности стёкол КВ в состоянии поставки с покрытиями. Найдено, что среднее значение прочности кварцевых стёкол с покрытиями составляет ≈ 60.5 МПа, что примерно на 20 % выше, чем аналогичная величина у испытанного нами кварцевого стекла без покрытий. Из сопоставления картины разрушения и предела прочности установлена общая закономерность: чем выше предел прочности, тем выше плотность радиальных трещин.

Выполнены эксперименты по обстрелу дисков указанных стёкол ускоренными ударными частицами, имитирующими воздействие космического мусора, и формирующими кратерные повреждения в диапазоне размеров от $\sim 4,8$ до ~ 16.0 мм. Оптическими методами изучена структура зон разрушения внутри кратеров. Показано, что можно выделить центральную область кратера с большей дефектностью (плотностью мелких трещин) в этой области и, возможно, химическим взаимодействием её материала с окружающей атмосферой и периферическая область, которая в основном содержит ступеньки скола и тангенциальные трещины размерами несколько миллиметров.

Выполнены измерения и оценки предела прочности на изгиб образцов указанных стёкол с кратерами. В данных тестах установлено, что зарождение трещин разрушения в основном локализовано на кратерах. В случаях, когда трещины разрушения проходят через кратера, их геометрия представляет три исходящих из кратера трещины, одна из которых пересекает две другие под углом, близким к 90° (рис. 1). Это свидетельствует о влиянии на картину разрушения масштабных неоднородностей (крупных трещин) структуры кратеров. Найдено, что стёкла с покрытием имеют меньший разброс величин прочности для стёкол с кратерами различного диаметра, чем без покрытий.

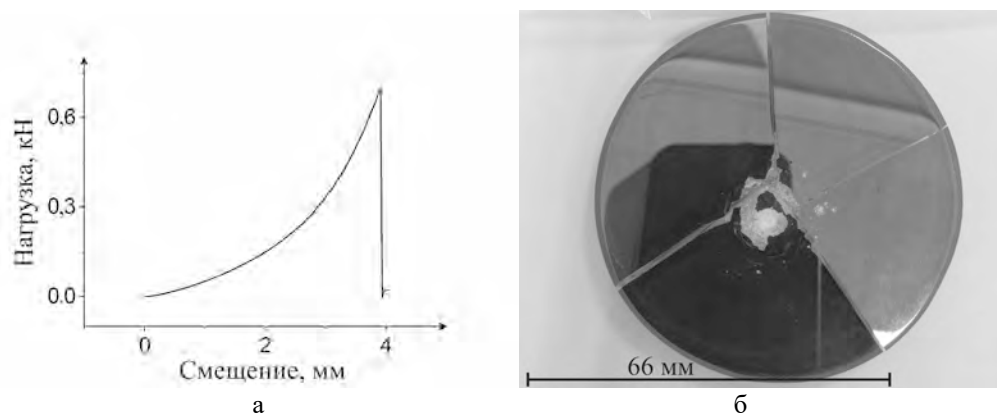


Рис. 1. Диаграмма нагружения (а) и поверхность разрушения (б) образца кварцевого стекла с покрытием при изгибе

С целью определения возможной отрицательной корреляции между размерами кратеров (уровнем кратерной повреждённости) и пределом прочности выполнена статистическая обработка полученных результатов. Установлено, что между параметрами (пределом прочности и степенью кратерной повреждённости) имеется слабая по величине отрицательная корреляция. В результате сопоставления интенсивности развития кратерных повреждений на стеклах с покрытиями и без них, показано, что уровень кратерной повреждённости для кварцевого стекла с покрытием в $\sim 1,1$ раза ниже, чем без покрытий.

На основе экстраполяции данных корреляционных зависимости к величине предельно допустимого при эксплуатации предела прочности и оценочных значений величин кратерной повреждённости за определённое время эксплуатации реальных иллюминаторов были выполнены оценки величины их возможного остаточного и гарантированного ресурсов эксплуатации. Эти оценки показывают, что прочностные свойства стёкол с покрытиями и скорость накопления кратерных повреждений иллюминаторами космических аппаратов определяют величины прогнозных средних и гарантированных ресурсов их эксплуатации на уровне 15-50 лет для различных иллюминаторов.

Исследование выполнено в рамках программы фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (FWRW-2021–0003).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ ЛЕГИРОВАННЫЙ НИТРИД ТИТАНА-БРОНЗА

Овчинников С.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие научно-обоснованных технологий синтеза функциональных покрытий позволило выделить ещё в начале 2000^х годов в качестве перспективного направления формирование многоэлементных градиентных, мультислоевых и адаптивных покрытий [1, 2]. В этой связи в рамках общей тенденции поиска новых составов и структур покрытий и на основе известных качественных критериев конструирования градиентно-слоистых покрытий с различным составом и структурой слоёв выбором условий комбинированного магнетронно-дугового метода осаждения получены градиентно-слоистые покрытия с различной структурой несущего нагрузку слоя TiAlSiCuN и объёмной долей капельной фракции бронзы в верхнем слое TiAlSiCuFeMnN.

Установлены нелинейный характер и количественные зависимости роста размеров и объёмной доли капельной фракции бронзы (рис. 1а) от силы тока разряда дугового испарителя. Показано, что в сравнении с другими легирующими элементами концентрация меди в покрытиях меняется нелинейно, так что при низких плотностях плазменных потоков с дугового испарителя её величина практически не зависит от мощности магнетронного источника AlSiCu. Высказано предположение о вторичном распылении меди в нанокристаллической структуре как факторе данного явления. Установлена морфологическая особенность роста нанокристаллического поверхностного слоя в виде ячеистой структуры субмикрокристаллического и наноразмерного масштабов уровней (рис. 1б).

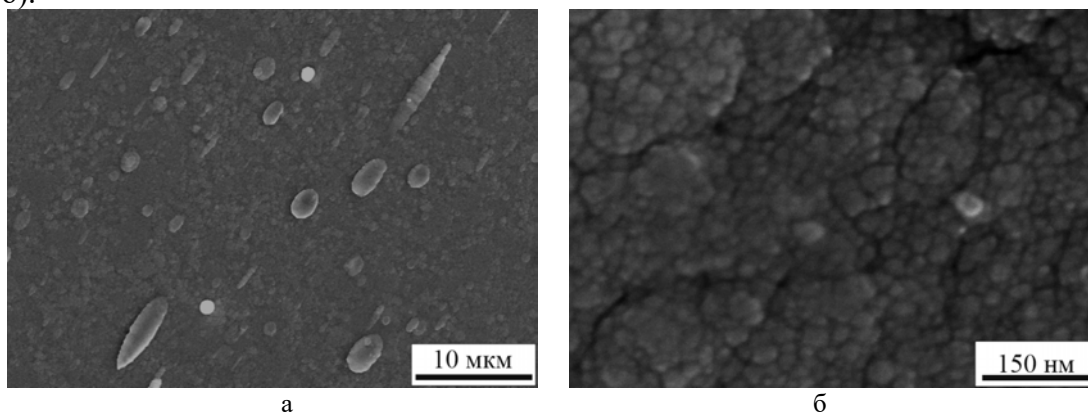


Рис. 1. Растровая микроскопия поверхности покрытий, отражающая плотность капель с дугового катода (а) и характерную ячеистую морфологию структуры роста (б)

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии найдено (рис. 2), что столбчатая однофазная структура слоёв TiN-TiAlSiCuN формируется в том числе при эпитаксиальном росте столбчатых зёрен диаметром до 60 нм по всей толщине слоёв с текстурой роста типа {100} и структурными признаками конкурентного столбчатого роста. Показано, что переход в нанокристаллическое состояние с размерами кристаллов 3-20 нм слоёв TiAlSiCuN и TiAlSiCuFeMnN происходит при достижении концентрации в них кремния на уровне 8 ат. % или меди на уровне 12.5 ат. %. При данных концентрациях кремния, меди и дополнительном легировании верхнего слоя покрытия алюминием, железом и марганцем определена деформация ГЦК кристаллической решётки растяжением вдоль направления $\langle 111 \rangle$. Выполнено исследование структуры капель, которое свидетельствует об их столбчатой дендритной кристаллизации с выделением пластинчатых интерметаллидных фаз. Найдено формирование более дисперсного слоя роста покрытия на поверхности капель.

Выполнены измерения величин твёрдости, прочностных свойств в скрэтч-тестах и трибологических характеристик покрытий. Для покрытий с малой степенью легирования

определено падение твёрдости и модуля Юнга поверхностных слоёв с ростом доли капельной фракции, тогда как при их высокой степени легирования и нанокристаллическом состоянии ситуация противоположна.

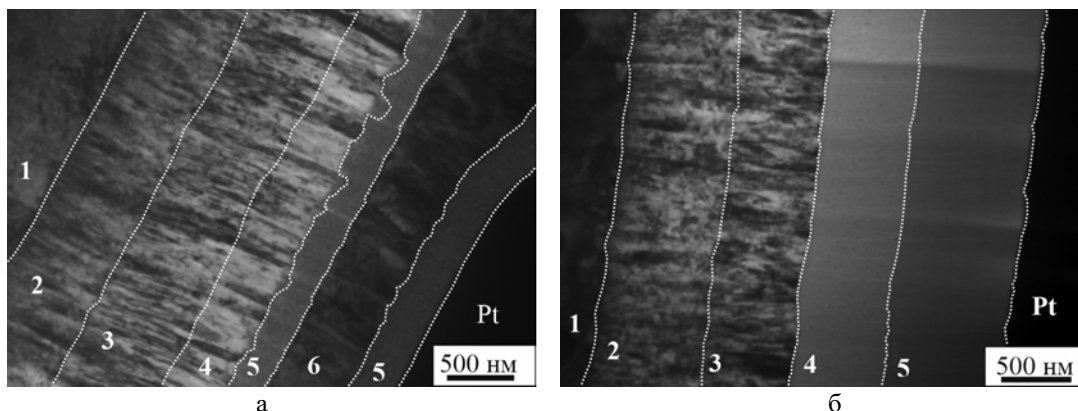


Рис. 2. Просвечивающая электронная микроскопия структуры градиентно-слоистых покрытий TiAlSiCuFeMnN с низкой (а) и высокой (б) степенью легирования; обозначено на а и б: 1 – подложка, 2 – слой α -Ti, 3 – слой TiN, 4 – слой TiAlSiCuN, 5 – слой TiAlSiCuFeMnN, 6 – капля бронзы

Результаты скрэтч-тестов показывают невысокую когезивную прочность покрытий с нагрузками их разрушения не более 3 Н, тогда как адгезионная прочность, за единственным исключением, высока при нагрузке отслоения покрытия от подложки не менее 40 Н. В трибологических тестах на стационарной стадии трения установлены высокие значения (не менее 0.65) коэффициента трения покрытий по стали ШХ 15, которые фактически не зависят сколько-нибудь заметно от доли капельной фракции. Выполнена профилометрия триботрэкков и расчёт износостойкости покрытий.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW – 2021 – 0003.

1. Donnet C., Erdemir A. Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings // Surf. Coat. Technol. – 2004. – Vol. 180-181. – P. 76-84. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2003.10.022.
2. Microstructural design of hard coatings / P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, L. Hultman, H. Clemens // Prog. Mater. Sci. – 2006. – Vol. 51. – P. 1032 – 1114. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2006.02.002.

АДСОРБЦИЯ КРЕМНИЯ НА ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ (001) И (110) СОЕДИНЕНИЙ TiN, AlN И TaN

^{1,2}Огнев С.О., ^{1,2}Святкин Л.А., ¹Коротеев Ю.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Нанесения износостойких защитных покрытий является одним из перспективнейших методов улучшения функциональных свойств контактирующих материалов, позволяющий эффективно бороться с проблемами трения и изнашивания. Известно, что нанокристаллические многокомпонентные покрытия на основе твердого раствора Ti-Al-N обладают высокой твердостью в сочетании с термической стабильностью и стойкостью к окислению [1, 2]. Одним из способов улучшения эксплуатационных свойств твердого раствора Ti-Al-N является одновременное введение в его состав примеси Ta и Si. Тантал повышает трещиностойкость, термостойкость и стойкость к окислению, а кремний, взаимодействуя с азотом, приводит к формированию нанокристаллической структуры и повышает твердость. Для глубокого понимания механических свойств и структурно-фазовой стабильности композита Ti-Al-Ta-Si-N необходимо изучение особенностей взаимодействия атомов Si с соединениями TiN, AlN и TaN, являющимися наиболее простыми и устойчивыми структурными единицами рассматриваемого композита. В связи с этим настоящая работа посвящена изучению влияния адсорбции кремния на распределение электронной плотности и атомную структуру гетерогенных поверхностей (001) и (110) соединений TiN, AlN и TaN со структурой NaCl.

В рамках теории функционала электронной плотности псевдопотенциальным методом, реализованным в пакете программ ABINIT, выполнены расчеты полной энергии и распределения электронной плотности пленок (001) и (110) соединений TiN, AlN и TaN с адсорбированным атомом Si. Обменные и корреляционные эффекты учитывались в приближении обобщенного градиента в форме Пердью, Бурке и Эрнцерхофа. Для поверхности (001) использовалась пленка из 5 атомных слоев в структуре 2×2, а для поверхности (110) – из 7 атомных слоев в структуре 1×1. Степени покрытия адсорбатом составили 0,125 для поверхности (001) и 0,25 для поверхности (110). Для обеих поверхностей были рассмотрены четыре высокосимметричных положения адсорбции, показанные на рисунке 1.

Энергия связи атома Si на поверхности соединения MeN рассчитывалась по формуле

$$E_b = E(\text{Si}) + E(\text{MeN}) - E(\text{MeN-Si}),$$

где $E(\text{Si})$ – полная энергия отдельно стоящего атома кремния, $E(\text{MeN})$ и $E(\text{MeN-Si})$ – полные энергии расчетной суперячейки чистой пленки MeN и пленки с адсорбированным атомом Si, соответственно. Было установлено, что на обеих поверхностях для всех рассмотренных положений адсорбции энергия связи атома кремния положительна и варьируется от 1,0 до 6,4 эВ. На поверхностях TiN(001) и TaN(001) энергетически наиболее выгодна адсорбция атома кремния в позицию над атомом азота (верх(N)), а на поверхности AlN(001) – в положение Q между двумя атомами азота и двумя атомами металла. На поверхности (110) всех рассмотренных соединений наибольшие энергии связи наблюдаются при адсорбции атома кремния между атомами азота (мост(N)). Таким образом, кремнию энергетически более выгодно формировать связи с азотом.

Для оценки стабильности поверхностей рассматриваемых соединений была рассчитана их поверхностная энергия. Получено, что наименьшую поверхностную энергию среди рассмотренных соединений имеют поверхности TaN, поэтому на начальных стадиях формирования композита Ti-Al-Ta-Si-N поверхности соединения TaN будут появляться с большей вероятностью, следовательно, кремний будет адсорбироваться чаще на этих поверхностях, чем на поверхностях остальных рассматриваемых соединений.

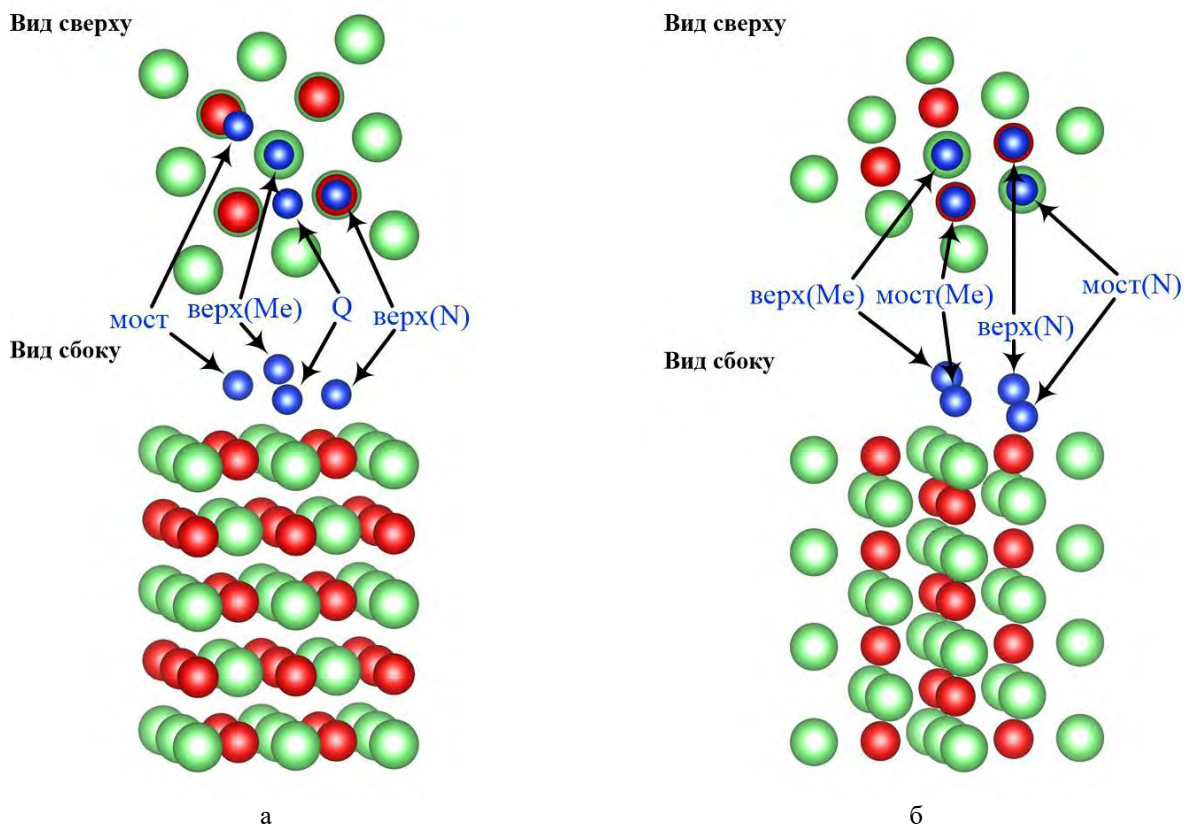


Рис. 1. Положения адсорбции атома кремния на поверхностях MeN(001) (а) и MeN(110) (б), где Me = Ti, Al или Ta. Атомы металла показаны зеленым цветом, а азота – красным. Различные положения атома кремния показаны синим цветом.

Анализ распределения электронной плотности на исследуемых поверхностях показал, что при адсорбции кремний формирует с атомами металла и азота преимущественно ковалентные связи. Расчет переноса заряда по Бадеру выявил, что на всех рассмотренных поверхностях наблюдается перенос электронного заряда к адсорбированному кремнию от ближайших атомов металла и от кремния к ближайшим атомам азота. Исключение составляет поверхность AlN(001) при адсорбции кремния вблизи двух атомов азота и двух атомов алюминия (положение Q) – перенос заряда наблюдается только от азота к кремнию. Высокая степень ионности связи кремния с поверхностными атомами наблюдается в положении Q на поверхности (001) соединений TiN и TaN и в положениях верх(N) и мост(N) на поверхности (110) всех рассматриваемых соединений.

На чистых гетерогенных поверхностях (001) и (110) соединений AlN, TiN и TaN наблюдается значительное коробление слоев. Смещение атомов из слоя составляет от 3% до 8% объемного значения межплоскостного расстояния. Адсорбция кремния приводит к усилению коробления. Наибольшее коробление наблюдается на поверхностях соединения TaN: смещения атомов из слоя достигают 20% объемного значения межплоскостного расстояния.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (проект №22-19-00441).

1. PalDey S., Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – Vol. 342. – P. 58–79.
2. Protective Transition Metal Nitride Coatings / P.H. Mayrhofer, R. Rachbauer, D. Holec, F. Rovere, J.M. Schneider // Comprehensive Materials Processing. Elsevier Ltd. – 2014. – pp. 355–388.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СО СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОЙ МАТРИЦЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ

Озеров М.С., Соколовский В.С., Жеребцов С.В.

Белгородский национальный исследовательский университет, Белгород

Помимо несомненных преимуществ среднеэнтروпийных сплавов системы Ti-Nb-Zr в виде низкого модуля упругости, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и биосовместимости, области применения этих сплавов часто ограничиваются из-за их минусов: низкой прочности, твердости и износостойкости [1]. Существенное улучшение прочностных характеристик может быть достигнуто синергией существенной модификации химического состава [2] и создания металломатричных композитов с высокопрочными керамическими армирующими компонентами [3]. Одним из наиболее приемлемых упрочнителей для сплавов на основе титана является использование частиц TiB. [3]. При этом структура и механические свойства металломатричных композитов зависят от многих переменных, в том числе от способа и условий получения (литье или порошковая металлургия) и от объемной доли боридов. Эти вопросы широко исследованы для композитов на основе титана с ГПУ-решеткой [3], в значительно меньшей степени для композитов на основе бета-сплавов [4] и почти не изучены для металломатричных композитов со средне- и высокоэнтропийной матрицей [5]. Стоит отметить, что для получения конечных биомедицинских изделий из заготовок композита, полученных вакуумно-дуговым переплавом, будут в любом случае требоваться операции формоизменения, поэтому исследование влияния холодной деформации на структуру и механические свойства подобных композитов очень актуально.

Слитки композита TiNbZr/(TiNbZr)B с различным содержанием армирующего TiB₂ (0,2, 0,7 и 2 масс. %) получали вакуумно-дуговой плавкой в атмосфере аргона высокой чистоты с использованием чистых ($\geq 99,9$ мас. %) элементов Nb, Ti, Zr (соотношение элементов 1:1:1) и частиц порошка TiB₂ (чистота 99,999 %). Далее образцы композита были подвергнуты плоской прокатке при комнатной температуре до степеней деформации в интервале 5-80%.

Эволюция микроструктуры композита в ходе деформации была изучена при помощи методов рентгеноструктурного анализа, сканирующей (с использованием EBSD анализа) и просвечивающей электронной микроскопии. Были количественно оценены зависимости плотности дислокаций, фазового состава, размера зерен/фрагментов, формы и распределения упрочнителя и др. в зависимости от степени деформации при прокатке. Также выявлено влияние объемной доли частиц (TiZrNb)B на деформационное поведение пластичной матрицы. Механические свойства композита после прокатки определяли в ходе испытаний на растяжение. Также была исследована эволюция микротвердости композитов в зависимости от степени деформации.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда №22-19-00476.

1. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys. / O.N. Senkov, S. Rao, K.J. Chaput, C. Woodward // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 151. – P. 201-215.
2. Microstructural, mechanical and electrochemical characterization of TiZrTaHfNb and Ti1.5ZrTa0.5Hf0.5Nb0.5 refractory high-entropy alloys for biomedical applications / A. Motallebzadeh, N.S. Peighambaroust, S. Sheikh, H. Murakami, S. Guo, D. Canadinc // *Intermetallics*. – 2019. – Vol. 113. – P. 106572.
3. Ravi Chandran K.S., Panda K.B., Sahay S.S. TiBw-reinforced Ti composites: Processing, properties, application, prospects, and research needs // *JOM*. – 2004. – Vol. 56. – P. 42–48.
4. Mechanical behavior and microstructure evolution of a Ti-15Mo/TiB titanium-matrix composite during hot deformation / S. Zharebtsov, M. Ozerov, M. Klimova, D. Moskovskikh, N. Stepanov, G. Salishchev // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – P. 1175.
5. Soumya Nag, Sonia Samuel, Anantha Puthucode, Rajarshi Banerjee Characterization of novel borides in Ti-Nb-Zr-Ta+2B metal-matrix composites // *Materials characterization*. – 2009. Vol. 60. – P. 106 – 113.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni – Al ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ОТЖИГОВ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ИНИЦИАЛИЗАЦИИ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА

^{1,2}Осипов Д.А., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Гриняев К.В., ^{1,2}Дитенберг И.А.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Среди задач, связанных с выяснением особенностей формирования структуры прекурсоров и последующего синтеза интерметаллидных соединений, актуальными остаются вопросы количественной структурной аттестации таких состояний и разработки соответствующих представлений о процессах структурно-фазовой трансформации. На сегодняшний день не существует полноценной модели реализации процесса механической активации и действия её основных механизмов. При этом наиболее распространенные представления не учитывают специфику формирования высокодефектных наноструктурных состояний и их роль в процессах массопереноса и синтеза соединений.

Изучено влияние отжигов при температурах ниже рекристаллизации компонентов порошковой смеси 3Ni – Al на особенности ее структурно-фазовой трансформации после высокоэнергетической механической активации продолжительностью 3.5 минуты. Непосредственно после активации обнаружено формирование высокодефектных наноструктурных состояний, аналогично металлическим материалам после интенсивных пластических деформаций. В частности, в наноразмерных зернах никеля кривизна кристаллической решетки достигает значений до нескольких десятков град/мкм, а локальные внутренние напряжения и их градиенты составляют порядка $E/90$ и $E/2$ мкм⁻¹, соответственно.

Формирование высокодефектных состояний сопровождается существенным увеличением протяженности границ зерен и субзерен, а также повышением плотности высокодефектных субструктур, что в совокупности может способствовать значительному ускорению процессов диффузии по дефектам и границам зерен. Таким образом, реализуются условия необходимые для синтеза интерметаллидных фаз при температурах существенно ниже, по сравнению с температурой образования этих фаз в соответствии с фазовой диаграммой состояний. При этом синтез фактически является способом структурно-фазовой аккомодации, обеспечивающей снижение энергии системы, пребывающей после высокоэнергетической механической активации в сильно возбужденном состоянии.

Установлено, что незначительное изменение температуры (десятки градусов) в интервале инициализации теплового взрыва способствует преобладанию какого-либо из конкурирующих процессов структурно-фазовой трансформации. С одной стороны, при невысоких относительно температур рекристаллизации базовых компонентов прекурсора температурах отжига, активизируются процессы релаксации наиболее высокодефектных состояний, что, как правило, способствует снижению значений микротвердости. С другой стороны, в локальных участках, как путем механического перемешивания, так и за счет ускоренной по дефектной структуре диффузии, достигаются условия синтеза интерметаллидных фаз. Таким образом, более высокие значения микротвердости прекурсора после отжига при 250 °С по сравнению с отжигами при 150 и 210 °С, по нашему мнению, могут быть связаны с синтезом интерметаллидных фаз субмикронных и наномасштабных размеров. Вносимые этими фазами эффекты упрочнения могут либо частично, либо полностью нивелировать разупрочнение вследствие релаксации высокодефектных структурных состояний.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ TiNi ПОСЛЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ТАНТАЛА И СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ti-Ta

¹Остапенко М.Г., ¹Семин В.О., ¹Дьяченко Ф.А., ²Южакова С.И., ^{1,2}Мейснер Л.Л.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время в мире активно разрабатываются методы модификации поверхности функциональных сплавов на основе TiNi с использованием концентрированных потоков ионов и электронов низких и средних энергий, которые позволяют формировать поверхностные слои с новыми фазово-структурными состояниями и физическими свойствами, сохраняя при этом исходные свойства материала в его внутреннем объеме [1, 2]. Воздействие на материал концентрированными потоками энергии (интенсивными импульсными лазерными, электронными и ионными пучками, импульсными потоками плазмы) сопровождается сверхбыстрым нагревом, плавлением, испарением и затвердеванием материала, а также формированием динамических полей температуры и напряжений. Эти процессы приводят к формированию новых структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях, которые способны обеспечить улучшенные физико-химические и прочностные свойства материала, недостижимые при обычных методах обработки поверхности. Вместе с тем, в результате ионно- и электронно-пучковых воздействий в поверхностных модифицированных слоях возникают остаточные напряжения, которые могут критически сказаться на свойствах материала TiNi подложки.

Целью данной работы является установление влияния ионно- или электронно-пучковых воздействий на структуру и уровень остаточных напряжений в поверхностных слоях TiNi.

Ионно-пучковую модификацию поверхностных слоев TiNi подложек выполняли с применением источника ионов Mevva 5.Ru и катода из тантала с расчетной дозой облучения $D_i = 5 \cdot 10^{16}$ ион/см² (далее обозначим TiNi+ИТa). Поверхностный сплав (ПС) формировали путем чередования операций магнетронного осаждения тонкой (толщиной 100 нм) пленки состава (ат.%) Ti₆₀Ta₄₀ на TiNi подложку и последующего импульсного плавления и жидкофазного перемешивания системы [пленка Ti₆₀Ta₄₀, 100 нм/подложка TiNi] низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) при плотности энергии при $E = 2$ Дж/см², числом импульсов $n=10$, числом циклов $N=2$, что соответствовало суммарной толщине осажденной Ti-Ta пленки $h = 200$ нм (далее обозначим [Ti-Ni-Ta]ПС/TiNi). Исследования структуры поверхностных слоев проводили методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Параметр решетки В2-фазы a_{B2} определяли прецизионным методом с построением экстраполяционных зависимостей a_{B2} от функции $1/2(\cos^2\theta/\sin\theta + \cos^2\theta/\theta)$ [3]. Деформации, обусловленные напряжениями 1-го рода σ^I , рассчитывали по формуле $\Delta d/d = \epsilon$ [4].

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, в образцах TiNi до (рис. 1 а) и после ионной имплантации танталом (рис. 1 б) присутствует фаза В2 (~95 об%) и небольшое количество фаз Ti₂Ni+Ti₃Ni₄ с суммарной объемной долей не более 5 об%. На рентгенограммах образцов [Ti-Ni-Ta]ПС/TiNi (рис. 1 с) наряду с линиями В2 фазы, появляются высокоинтенсивные линии, соответствующие фазе β (Ti-Ta) и низкоинтенсивные рефлексы от мартенситной фазы В19'(TiNi). Для анализа структуры модифицированных поверхностных слоев, сформированных в результате синтеза ПС, дополнительно использовали асимметричные схемы съемок, полученные при угле скольжения $\alpha = 3^\circ$. Установлено, что при угле скольжения $\alpha = 3^\circ$, соответствующем толщине анализируемого слоя ~1 мкм, на рентгенограммах образцов TiNi+ ПС Ti-Ta появляется ряд эффектов (рис. 1 d). Во-первых, в угловых диапазонах $\Delta 2\theta = 25 \div 50$ и $53 \div 90$ град. наблюдаются области диффузного рассеяния первого и второго порядков (ОДР1/ОДР2). Во-вторых, на рентгенограммах, полученных в асимметричной схеме съемок, происходит значительное уменьшение интенсивности рефлекса (110) $_{\beta(Ti-Ta)}$ фазы β (Ti-Ta) и одновременно с этим,

появление рефлекса $(211)_{\beta(\text{Ti-Ta})}$ данной фазы. Такое перераспределение интенсивностей рефлексов при изменении геометрии съемок, может свидетельствовать о том, что структура фазы $\beta(\text{Ti-Ta})$ сильно текстурирована. В-третьих, на рентгенограммах, полученных в асимметричных схемах съемки, отсутствуют рефлексы мартенситной фазы B19', что свидетельствует о том, что мартенситная фаза находится не в поверхностных, а в более глубоких слоях TiNi. Таким образом, можно предположить, что поверхностный сплав Ti-Ni-Ta состоит, из аморфной и кристаллической фазы $\beta(\text{Ti-Ta})$.

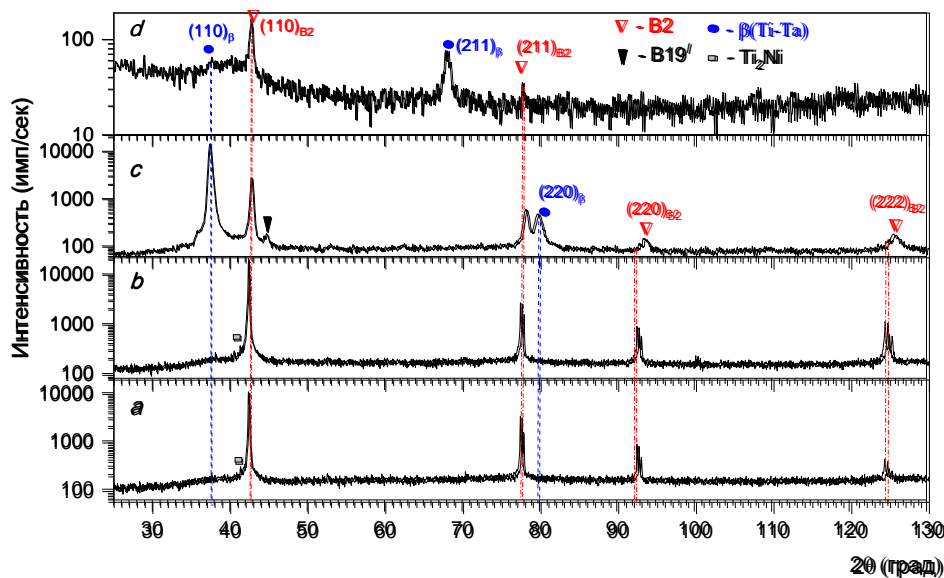


Рис. 1. Рентгенограммы полученные по симметричной (а-с) и асимметричной (d) схемам съемок для образцов: (а) исходного TiNi, (b) TiNi+HTa и (c) [Ti-Ni-Ta]PC/TiNi. CuK α - излучение

Проведенный в работе анализ упруго-напряженного состояния в модифицированных образцах показал, что в образцах TiNi+HTa остаточных напряжений 1 рода в приповерхностном слое толщиной 5-10 мкм практически нет. Размеры областей когерентного рассеяния $D_{\text{окр}} \approx 290 \text{ нм} < D_{\text{окр}} \approx 390 \text{ нм}$ в образцах TiNi+HTa указывают на низкий уровень остаточных напряжений 2 рода, уравниваемых в пределах отдельного зерна. Установлено, что поверхностный слой образца [Ti-Ni-Ta]PC/TiNi, характеризуется фазой B2 и имеет высокий уровень сжимающих (в направлении \perp к поверхности облучения) остаточных напряжений 1 рода $\sigma_{\perp}^I \approx 500 \text{ МПа}$. Оценки остаточных деформаций и напряжений 2 рода показывают невысокий уровень в пределах $\sigma_{\perp}^{II} \leq 150 \text{ МПа}$.

Таким образом, приведенные экспериментальные данные показывают, что ионная имплантация танталом практически не влияет на структуру и уровень остаточных напряжений первого и второго рода. Синтез же Ti-Ni-Ta ПС привел к возникновению в приповерхностном слое TiNi-подложки значительных остаточных напряжений первого рода, в то время как напряжения 2 рода остались на невысоком уровне.

Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 22-29-00047).

1. Surface Modification of Biomedical Ti and Ti Alloys: A Review on Current Advances / J. Xu, J. Zhang, Y. Shi, J. Tang, D. Huang, M. Yan, M.S. Dargusch // Materials. – 2022. – Vol. 15(5). – P. 1749. – DOI:10.3390/ma15051749.
2. A study on strengthening the corrosion resistance of NiTi SMA by composite femtosecond and nanosecond laser-induced hierarchical micro/nanostructures / X. Yang, C. Yang, Z. Yang, D. Zhang // Optics & Laser Technology. – 2023. – Vol. 163. – P. 109339.
3. A Handbook of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys / W.B. Pearson. – Elsevier, 2013.
4. X-ray metallography / A. Taylor. – Moscow: Metallurgia, 1965.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ TiNi ПОДЛОЖКИ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СИНТЕЗОМ ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ta СПЛАВА ТОЛЩИНОЙ ~ 200 нм

¹Остапенко М.Г., ²Южакова С.И., ¹Семин В.О., ¹Дьяченко Ф.А., ³Марков А.Б., ³Яковлев Е.В.,
¹Мейснер Л.Л.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Среди задач, связанных с модификацией поверхности никелида титана и его сплавов, особое место занимает задача создания на поверхности никелида титана барьерных слоев, которые, одновременно, препятствовали бы выходу ионов металлов в биосреду, не приводили к уменьшению эффектов сверхэластичности или памяти формы, и обладали бы высокими параметрами адгезии, коррозионной стойкости, биосовместимости. Наиболее привлекательным для решения такой сложной задачи представляется метод аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового (АТП-ЭП) синтеза на поверхности TiNi тонких (~0.2-1 мкм) многокомпонентных поверхностных сплавов (ПС), использование которого обеспечивает формирование однородных покрытий с заданными химическим составом и толщиной. Однако, при электронно-пучковом синтезе ПС в TiNi-подложке могут возникать остаточные напряжения в области модификации и ее окрестностях.

Целью данной работы является анализ влияния синтеза поверхностного сплава на структуру и уровень остаточных напряжений в поверхностных слоях TiNi.

Поверхностный сплав формировали путем чередования операций магнетронного осаждения тонкой (толщиной 100 нм) пленки состава (ат.%) Ti₆₀Ta₄₀ на TiNi подложку и последующего импульсного плавления и жидкофазного перемешивания системы [пленка Ti₆₀Ta₄₀, 100 нм/подложка TiNi] низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) при плотности энергии при $E = 2 \text{ Дж/см}^2$, числом импульсов $n=10$, числом циклов $N=2$, что соответствовало суммарной толщине осажденной Ti-Ta пленки $h = 200 \text{ нм}$. Исследования структуры поверхностных слоев проводили методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

Установлено, что синтез поверхностного сплава Ti-Ni-Ta привел к формированию кристаллического однофазного слоя, состоящего из кристаллов фазы $\beta(\text{Ti-Ta})$, а также к возникновению в приповерхностном слое TiNi-подложки значительных сжимающих (в направлении \perp к поверхности облучения) остаточных напряжений первого рода $\sigma^I_{\perp} \approx -440 \text{ МПа}$. Размеры областей когерентного рассеяния (в сравнении с исходным $D_{\text{окр}} \approx 95 \text{ нм}$) $D_{\text{окр}} \approx 8 \text{ нм}$ указывают на невысокий уровень остаточных напряжений 2 рода, достигающих значения 150 МПа.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003, электронно-пучковые обработки образцов выполнены в рамках государственного задания ИСЭ СО РАН, проект FWRM-2021-0007.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНО ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Остапович К.В., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Рабочие характеристики деталей и конструкций определяются физико-механическими свойствами материалов, из которых они изготовлены. Для поликристаллических металлов и сплавов, представляющих объект данного исследования, такие свойства существенным образом зависят от внутренней структуры. Особую роль при этом играет распределение ориентаций составляющих их кристаллитов (репрезентативных фрагментов зерен), то есть кристаллографическая текстура. Возможность управлять текстурой на различных этапах изготовления открывает специальный класс задач проектирования изделий, наилучшим образом адаптированных под функционирование в конкретных условиях. В настоящей работе в качестве текстурообразующих рассматриваются технологические операции обработки, основанные на интенсивной неупругой деформации. Обозначенные задачи проектирования в их случае приводят к необходимости моделирования процессов упруговязкопластического деформирования поликристаллических заготовок с использованием геометрически нелинейных контактных формулировок и многоуровневых физически-ориентированных определяющих соотношений [1]. Аналитические приемы поиска решения и его оптимизации в рамках подобных постановок неприменимы, в связи с чем возникает потребность в построении специализированных вычислительных алгоритмов. Предлагается рассмотрение системы из следующих двух связанных оптимизационных подзадач. Первая, называемая также F-подзадачей, состоит в установлении текстур в объеме изделия, отвечающих его наилучшему функционированию. Во второй, или T-подзадаче, требуется установить режимы деформирования, которые реализуют текстуры, наиболее близкие к найденным для F-подзадачи. Данная работа посвящена математической постановке указанных подзадач и разработке подхода к их решению.

Для описания конкретной реализации процесса в T-подзадаче формулируется контактная начально-краевая задача с использованием скоростного аналога уравнения равновесия [2]. В роли контактирующих сред при этом выступают деформируемая заготовка и жесткий инструмент, движение которого принимается полностью известным. Общая граница тел полагается переменной и устанавливается как часть решения для каждого требуемого момента времени. При постановке краевых условий выделяются подобласти физического контакта, которые, в свою очередь, подразделяются на зоны прилипания и скольжения в соответствии с законом трения Кулона-Зибеля. В результате получается существенно нелинейная задача со специальными смешанными условиями на проскальзывающих частях поверхности заготовки: скоростного типа по нормальным перемещениям и в конечной форме по касательным напряжениям. Отметим, что в используемые уравнения при этом явно входят как сами меры напряженного состояния, так и скорости их изменения. Предлагается алгоритм реализации указанных условий в рамках метода конечных элементов, основанный на рассмотрении контактных пар типа «узел-фасетка». Узел здесь считается отнесенным к сетке заготовки, а фасетка – к дискретизированной поверхности инструмента. На каждом срезе по времени алгоритм устанавливает в проскальзывающих узлах скорости изменения сил, согласованные с требуемыми значениями самих сил с точностью до величины, имеющей, по крайней мере, первый порядок малости по временному шагу. Установление относительных направлений смещения при конкретизации сил трения осуществляется с помощью итерационной процедуры.

Для обеспечения возможности рассмотрения деформационного текстурообразования используется двухуровневая статистическая конститутивная модель упруговязкопластического поликристалла. Каждой макроскопической материальной точке

заготовки в соответствие ставится агрегат из статистически представительного числа однородных элементов мезоуровня – кристаллитов. Физико-механические характеристики, входящие в постановку начально-краевой задачи, при этом вычисляются осреднением аналогичных свойств по всем кристаллитам соответствующего агрегата в предположении расширенной гипотезы Фойгта. Текстура в рамках такой модели представляется выборкой ориентаций кристаллических решеток. В этой связи при моделировании обработки предварительно текстурированного материала возникает необходимость генерации начальной выборки, отвечающей некоторому неравномерному распределению. Следует отметить, что сведения о законе распределения из натурных экспериментов, как правило, ограничиваются набором полюсных фигур, в случае которых обозначенная задача сводится к разыгрыванию статистически согласованных с ними ориентаций. Для реализации такой процедуры был разработан алгоритм типа Монте-Карло [3], основанный на предварительном формировании большой вспомогательной выборки равномерно распределенных ориентаций, взвешенных с оценками соответствующих значений действительной плотности распределения. В рамках предложенного подхода указанные оценки устанавливаются из решения задач квадратичного программирования со случайными коэффициентами.

Конкретизация постановок F- и T-подзадач предполагает параметризацию текстур в деформируемом материале. В простейшем случае конфигурация изделия разбивается на непересекающиеся материальные подобласти, называемые контрольными, в пределах каждой из которых поле меры распределения ориентаций, представляющее текстуры, полагается однородным и сосредоточенным в характерных для исследуемого процесса ориентационных модах. Для предварительной идентификации последних выборочно моделируются режимы деформирования заготовки и посредством специальной процедуры кластеризации [4] осуществляется поиск преимущественных ориентаций в рассматриваемых контрольных подобластях. Эти опорные режимы в дальнейшем используются в качестве начальных приближений минимизирующих последовательностей T-подзадачи. Преимущественные ориентации контрольной подобласти, объединенные по всем опорным режимам, индуцируют в ее пределах редуцированную параметризацию меры распределения, в терминах которой формулируются все необходимые функционалы, входящие в постановку решаемых подзадач. Построение целевого критерия T-подзадачи производится на основе выпуклой квадратичной аппроксимации целевого критерия F-подзадачи в окрестности точки минимума, что позволяет учесть значимость различных текстурных параметров с позиции их вклада в оптимальность функционирования изделия.

Исследование проведено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (при выполнении государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.
2. Поздеев А.А., Трусов П.В., Няшин Ю.И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. – М: Наука, 1986. – 232 с.
3. Ostapovich K.V., Trusov P.V. On Using Monte-Carlo Simulations for Sampling Crystallite Orientations from Given Texture Data // Lobachevskii J. Math. – 2022. – Vol. 43, No. 7. – P. 1962–1975.
4. Ostapovich K.V., Trusov P.V. Reduced Statistical Representation of Crystallographic Textures Based on Symmetry-Invariant Clustering of Lattice Orientations // Crystals. – 2021. – Vol.11. – 336.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ BT6 И BT14, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Казанцева Л.А., Лобова Т.А.,
Рубцов В.Е., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проволочная электронно-лучевая аддитивная технология является одной из наиболее перспективных технологий для изготовления промышленных крупномасштабных заготовок, а также ремонта поврежденных или изношенных деталей. Достоинством данной технологии также является возможность получать изделия из титановых сплавов, обладающих высокой химической активностью при повышенных температурах. Однако, механические свойства титановых образцов полученных данным методом, часто уступают свойствам титановых сплавов, полученных традиционными методами литья и штамповки вследствие наличия в микроструктуре крупных столбчатых первичных β зерен, содержащих пластинчатую α фазу.

Для достижения необходимого уровня прочности на растяжение, пластичности и вязкости разрушения титановых сплавов применяют различные типы термообработок, которые включают гомогенизацию, растворение, последующую закалку и старение. При этом характер образования α - и θ -фаз при термообработке титановых сплавов сильно зависит от стабильности микроструктуры. Поскольку неравновесная микроструктура как раз и является одним из недостатков аддитивного производства наряду с высокой шероховатостью поверхности 3D-напечатанных изделий, остаточными напряжениями, и т.д., то использование "традиционной" термообработки, предлагаемой для сплавов, полученных методом литья иковки, может не обеспечить оптимальных свойств деталей из титановых сплавов, полученных аддитивными методами.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состава титановых сплавов BT6 (Ti-6Al-4V) и BT14 (Ti-5Al-3Mo-V), находящиеся в различном структурном состоянии. Исходное структурное состояние 3D-напечатанных образцов изменяли путем закалки от 900 °C или 950 °C и последующим старением при 500 °C в вакууме в течение 12-16 часов. Также было проведено сравнение с образцами BT6 и BT14, вырезанными из листового проката.

Микроструктуру и фазовый состав образцов BT6 и BT14 до и после термообработки изучали с помощью оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также дифракции обратного рассеяния электронов и энергодисперсионного рентгеновского микроанализа.

Продemonстрировано влияние закалки и старения на деформационное поведение и механические свойства 3D-напечатанных образцов при одноосном растяжении. Методами электронной микроскопии и дифференциальной сканирующей калориметрии выявлены закономерности развития структурно-фазовых превращений в 3D-напечатанных титановых сплавах при повышенных температурах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА КОМПОЗИТА ВТ20/БрАМц9-2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Аддитивное производство является быстрорастущей областью практически во всех отраслях промышленности, но традиционно наиболее востребованные области применения этих методов связаны с изготовлением металлических изделий. Это обусловлено возможностью методов аддитивного производства изготавливать изделия сложной формы и заданного размера, экономя при этом значительную часть сырья. Методы аддитивного производства обладают ещё одной немаловажной особенностью, заключающейся в возможности производстве новых материалов, к которым относятся композиты [1,2].

В данной работе методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) были получены три типа композитов на основе алюминиевой бронзы БрАМц9-2 с различным добавлением титанового сплава ВТ20: бронза/5%Ti, бронза/10%Ti и бронза/15%Ti со следующими соотношениями концентраций компонентов БрАМц9-2/ВТ-20: 95:5, 90:10, 85:15.

На рисунке 1 приведено оптическое изображение микроструктуры композитов на основе бронзы с различной концентрацией титанового сплава: 5% (рис. 1а, б), 10% (рис. 1г, д), 15% (рис. 1ж, з), и соответствующие им рентгенограммы (рис. 1в, и, ж).

Так в композите с содержанием титана 5% (рис. 1 а-в) микроструктура состоит из твердого раствора α -Cu и интерметаллических соединений, таких как Al_4Cu_9 и $TiCu_2Al$. Металлографические изображения показывают α -Cu в виде дендритных структур без какой-либо преимущественной ориентации их основных осей, в то время как зерна Al_4Cu_9 отличаются от них беловатым контрастом.

Композит с содержанием титанового сплава 10% (рис. 1 г-е) демонстрирует формирование более сложных и разнообразных структур. Также по всему образцу наблюдается микроструктурная неоднородность, выражающаяся в формировании частиц розеточной формы (рис. 1д) с составом Fe-Ti. В данном композите формируются фазы, аналогичные для композита с 5% Ti. В то же время фаза $Ti(Cu, Al)_2$ может быть свидетельством образования частиц розеточной формы.

Микроструктура в образце с содержанием титанового сплава 15% (рис. 1 ж-и) отличается более однородной микроструктурой с преимущественно со следами эвтектики и интерметаллическими дендритами розеточной формы.

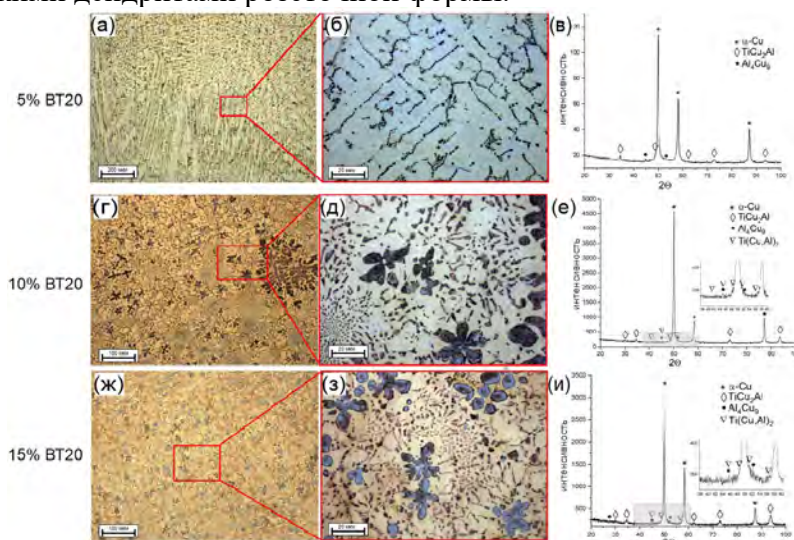


Рис. 1. Оптическое изображение микроструктуры композитов с 5%Ti (а, б), 10%Ti (г, д) и 15%Ti (ж, з) с соответствующими им рентгенограммами (в, е, и)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.

1. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / K.S. Osipovich, E.G. Astafurova, A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, S.V. Kalashnikov, G.G. Maier, V.A. Moskvina, M.Yu. Panchenko, S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // J. Mater Sci. – 2020. – Vol. 55. – PP. 9258–9272. – DOI:10.1007/s10853-020-04549-y.
2. Mechanical characteristics of laser-deposited sandwich structures and quasi-homogeneous alloys of Fe-Cu system / K.I. Makarenko, S.D. Konev O.N. Dubinin, I.V. Shishkovsky // Mater. Des. – 2022. – Vol. 224. – P. 111313. – DOI: 10.1016/j.matdes.2022.111313.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ БРОНЗА/СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Методы аддитивного производства широко известны и активно применяются во многих отраслях промышленности для производства изделий разных форм и размеров. При этом, согласно существующим на сегодня результатам, полученных научными коллективами по всему миру, данные методы нередко используют для изготовления новых материалов, в том числе и композитов [1,2].

К числу таких материалов относятся композиты на основе алюминиевой бронзы с добавлением различных элементов и материалов, к которым относится нержавеющая сталь. Обладая устойчивостью к воздействию коррозионных сред и механическими свойствами, нержавеющая сталь находит свое применение во многих отраслях промышленности. В то же время алюминиевая бронза, материал, обладающий хорошей коррозионной стойкостью, пластичностью и трибологическими свойствами.

Таким образом, получение композитов бронза/сталь является перспективным направлением, потому что такой материал сочетает в себе свойства двух разных материалов, а использование современных методов аддитивного производства позволит получать композиты, которые невозможно получить традиционными методами литья. Поэтому целью данной работы являлось исследование особенностей структурно-фазового состава и механических свойств композитов на основе алюминиевой бронзы с различным содержанием нержавеющей стали, изготовленных методом электронно-лучевого аддитивного производства.

Образцы композитов с объемным содержанием нержавеющей стали 10%, 25%, 50% и 75% были получены методом электронно-лучевого аддитивного производства при одновременном сплавлении проволок алюминиевой бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали 12Х18Н9Т. Исследование микроструктуры проводилось методами оптической (Altami MET 1C) и электронной микроскопии (Argeo 2S). Микротвердость измеряли вдавливанием алмазной четырехгранной пирамидки методом Виккерса с массой нагружающего элемента 50 гр (Duramin 5). Оценка предела прочности и относительного удлинения проводилась по результатам статических испытаний на одноосное растяжение на универсальной испытательной машине (UTC-110M).

По результатам оптической микроскопии были получены изображения макроструктуры алюминиевой бронзы и композитов в поперечном сечении (рис. 1). Алюминиевая бронза (рис. 1 а) отличается структурной однородностью и не содержит видимых дефектов. Неровная геометрия образца свидетельствует о неверном выборе параметров печати, из-за чего в отдельных частях образца образуются выступающие элементы – наплывы. В объеме композитов с 10 %Fe и 25 %Fe (рис.1 б, в) наблюдаются фрагменты стальной проволоки. Их присутствие связано с недостатком подведенной энергией, необходимой для полного расплавления проволоки нержавеющей стали. У композита с 25 %Fe отчетливо наблюдается слоистая структура. Для центральной части этого образца характерно образование впадин на каждом слое, образование которых обусловлено локальным воздействием электронного пучка при каждом повторном нанесении проволоки и частичном переплавлении предыдущего слоя. Композиты с 50 %Fe и 75 %Fe (рис.1 г, д) имеют такую же слоистую структуру с горизонтальными границами между ними. При этом структура этих композитов в значительной степени однородна. В композите с 50 %Fe в верхней части образца наблюдается дефект в виде двух пор. Их образование, вероятно, связано с колебаниями проволоочного филамента в процессе печати. При этом можно предположить, что при дальнейшей печати данный дефект мог бы быть устранен при формировании нового слоя и частичном переплава нижележащего.

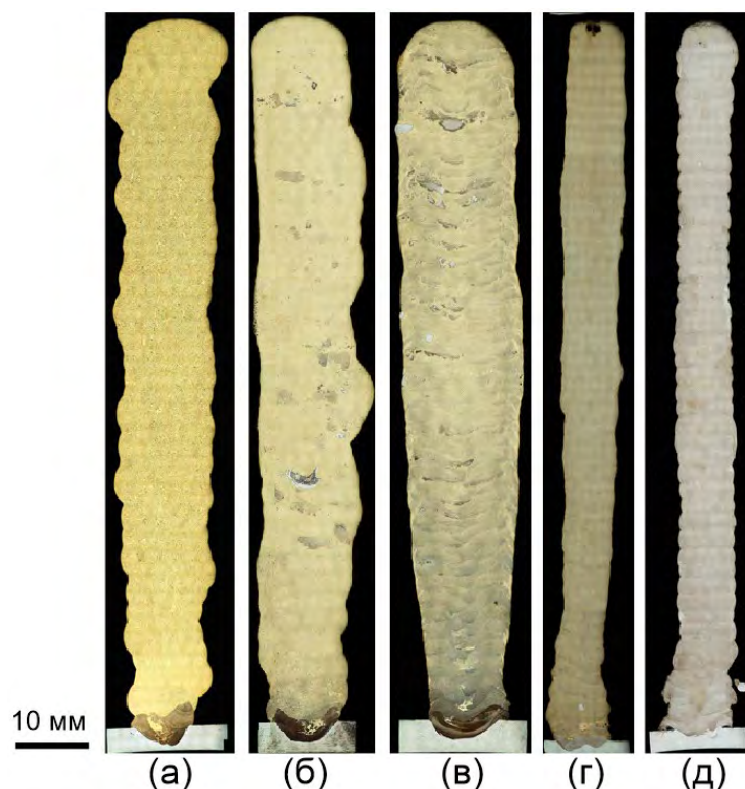


Рис. 1. Оптическое изображение макроструктуры алюминиевой бронзы (а) и композитов с 10%Fe (б), 25%Fe (в), 50%Fe (г) и 75%Fe (д)

Фазовый состав алюминиевой бронзы состоит из твёрдого раствора α -Cu(Al) и высокотемпературной β' -фазы. Фазовый состав композитов 10%Fe, 25%Fe, 50%Fe состоит из зерен α -Cu(Al), внутри которых локализуются мелкодисперсные частицы Fe₃Al, и зерен α -Fe, внутри которых локализуются сферические нанодисперсные частицы Cu. При этом в композите 75%Fe наблюдаются зерна α -Cu, α -Fe и γ -Fe.

В таблице 1 приведены результаты механических испытаний на статическое одноосное растяжение.

Таблица 1. Механические свойства полученных материалов

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ε , %
Бронза	134	481	60
Бронза-10%Сталь	251	630	27
Бронза-25%Сталь	353	665	24
Бронза-50%Сталь	572	817	12
Бронза-75%Сталь	433	721	30

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / K.S. Osipovich, E.G. Astafurova, A.V. Chumaevskii, K.N. Kalashnikov, S.V. Kalashnikov, G.G. Maier, V.A. Moskvina, M.Yu. Panchenko, S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, E.A. Kolubaev // J. Mater Sci. – 2020. – Vol. 55. – PP. 9258–9272. – DOI:10.1007/s10853-020-04549-y.

2. Mechanical characteristics of laser-deposited sandwich structures and quasi-homogeneous alloys of Fe-Cu system / K.I. Makarenko, S.D. Konev O.N. Dubinin, I.V. Shishkovsky // Mater. Des. – 2022. – Vol. 224. – P. 111313. – DOI:10.1016/j.matdes.2022.111313.

МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА NiTi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

¹Панченко М.Ю., ¹Астафурова Е.Г., ¹Лучин А.В., ^{1,2}Нифонтов А.С., ¹Колубаев Е.А

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Широко известные сплавы на основе NiTi находят свое применение в аэрокосмической промышленности, робототехнике и медицине благодаря высоким механическим характеристикам, биосовместимости и функциональным свойствам – эффекту памяти формы и сверхэластичности. Однако получение изделий из сплавов NiTi больших размеров и сложной геометрии с помощью традиционных технологий является трудной задачей. Поэтому в последнее время технологии порошкового аддитивного производства (АП) таких сплавов привлекают большое внимание из-за возможности создания сложных форм и архитектуры изделия, а также для сокращения числа операций по последующей обработке компонентов, выполненных из NiTi [1]. Ограничением использования методов порошкового АП является высокие производственные затраты и низкая эффективность изготовления, поэтому в качестве альтернативы могут выступать аддитивные технологии, использующие в качестве исходного материала проволоку. Одним из таких перспективных методов является проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП), к основным преимуществам которого относят возможность создания деталей больших объемов и высокую скорость осаждения, достигающую 2500 см³/ч [2]. Однако в настоящее время данные об использовании методов проволочных АП при изготовлении изделий из сплавов NiTi в литературе практически отсутствуют.

В настоящей работе были исследованы закономерности формирования микроструктуры и фазового состава сплава NiTi, полученного методом двухпроволочной (Ni+Ti) ЭЛАП технологии. Заготовку в виде вертикальной стенки размером 110 мм × 22 мм × 7 мм (АП-NiTi), выращенную методом ЭЛАП, получали последовательным нанесением слоев одинаковой толщины (35 слоев) на стальную подложку. Титановая проволока ВТ1-0 (d = 1,2 мм) и проволока из чистого никеля (d = 1,2 мм) подавались одновременно в ванну расплава. Весь процесс ЭЛАП проводился в вакууме при следующих параметрах: I = 30-40 мА, V_п = 400 мм/мин – скорость подачи проволок, эллиптическая развертка (5 мм × 5 мм), частота развертки 100 Гц. Микроструктура и фазовый состав образцов были исследованы с помощью оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа и растровой электронной микроскопии.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что заготовка АП-NiTi не содержит макроскопических дефектов и пор. Образцы АП-NiTi характеризуются сложной анизотропной гетерофазной структурой, которая состоит преимущественно из фаз NiTi (B2) и Ni₃Ti, но также содержит небольшую долю фаз Ti₂Ni и TiC. При увеличении расстояния от подложки наблюдалось небольшое уменьшение объемной доли фазы Ni₃Ti. Такое структурно-фазовое состояние АП-NiTi связано с неравномерным распределением Ti и Ni в заготовке и сложной термической историей в процессе ЭЛАП, в ходе которого материал подвергается многократному последовательному нагреву и охлаждению.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0005.

1. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review / M. Elahinia, N. S. Moghaddam, M. T. Andani, A. Amerinatanzi, B. A. Bimber, R.F. Hamilton // Progress in Materials Science. – 2016. – Vol. 83. – P. 630–663. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2016.08.001.
2. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, H. Li // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2015. – Vol. 81. – P. 465–481. – DOI:10.1007/s00170-015-7077-3.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V

Перевалова О.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе исследовано влияние ультразвуковой ударной обработки (УЗО) на микроструктуру и механические характеристики (микротвердость, усталостная долговечность) сплава Ti-6Al-4V, полученного по электронно-лучевой проволоочной аддитивной технологии. УЗО проводилась ударником из высокопрочного сплава Co-WC. Исходная (до УЗО) микроструктура представлена первичными анизотропными β -зернами, внутри которых наблюдается ламельная структура α -фазы с прослойками β -фазы по границам ламелей. Внутри ламелей α -фазы равномерно распределена нанокристаллическая α'' -фаза.

Исследования микроструктуры и фазового состава проводились методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Упругие макронапряжения в поверхностном слое, параметры кристаллической решетки α -фазы и ее упругую микродеформацию ε , объемную долю фаз в образце определяли методами РСА с использованием дифрактометра ДРОН-7. Симметричная съемка проводилась в $\text{Co } K_{\alpha}$ -излучении. При оценке упругих макронапряжений и упругой микродеформации за эталон принимался необработанный 3D-напечатанный сплав. Микроструктуру сплава исследовали с использованием оптического микроскопа AXIOVERT-200MAT и просвечивающего электронного микроскопа JEM 2100. Для идентификации фаз применялась темнопольная методика. Микротвердость по Виккерсу измеряли с использованием твердомера ПМТ-3 при нагрузке 0.4905Н. Циклические испытания проводили на сервогидравлической испытательной машине Biss UTM 150, в режиме малоциклового усталости (максимальное напряжение 600 МПа, минимальное – 60 МПа, асимметрия цикла составляла 0,1, частота 20 Гц).

Исследования показали, что УЗО образцов приводит к появлению в поверхностных слоях образца макронапряжений сжатия σ_z , упругой микродеформации ε в кристаллической решетке α -фазы (Табл.), к образованию градиентной структуры от нанокристаллической на глубине до 5 мкм от поверхности до субмикрокристаллической структуры α -фазы на глубине до 40 мкм. В зернах α -фазы образуется нанокристаллическая фаза оксидов титана

Таблица. Микротвердость H_v , параметры a и c и их отношение c/a и упругая микродеформация ε кристаллической решетки α -фазы, плоские упругие макронапряжения σ_z , объемная доля δ β -фазы и оксидов титана TiO_2 (брукита или шриланкита) в 3D-напечатанном сплаве Ti-6Al-4V без и с УЗО

Обработка	H_v , ГПа	Фазы	Параметры решетки, нм		c/a	ε	σ_z , ГПа	$\delta, \%$	
			a	c				β	TiO_2
-	5	$\alpha+\beta+\alpha''$	0,2923	0,4676	1,597	эталон	эталон	3	0
УЗО	6	$\alpha+\beta+\text{TiO}_2$	0,2905	0,675	1,609	0,0017	-0,20	4	16

TiO_2 . УЗО приводит к увеличению микротвердости и усталостной долговечности. При максимальной нагрузке 600 МПа количество циклов до разрушения после УЗО возрастает более чем вдвое от 33300 до 70700 циклов. Увеличение усталостной долговечности после УЗО обусловлено как возникновением макронапряжений сжатия в поверхностных слоях так и образованием субмикрокристаллической структуры в α -фазе на глубине до 40 мкм.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА Cu-40%Ni

Перовская М.В., Баранникова С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Способность металлов и сплавов противостоять коррозионному разрушению при работе деталей и механизмов в жестких условиях является приоритетной задачей научно-технической отрасли. Электротехнические изделия, изготовленные из медно-никелевых сплавов, эксплуатируются в агрессивных условиях окружающей среды, поэтому важно, чтобы кроме сохранения немагнитного состояния при $T = 77$ К и значительной прочности, они обладали более высокой стойкостью к окислению, в сравнении с чистой медью.

В настоящей работе выполнен сравнительный анализ антикоррозионных свойств образцов (после рекристаллизационных отжигов) чистой Cu, чистого Ni и сплава Cu-40%Ni в концентрированных серной и соляной кислотах. Стойкость сплавов к агрессивным средам оценивали путем изменения массы экспериментальных образцов через промежутки времени: 0.08 ч; 0.17 ч; 0.34 ч; 0.50 ч; 0.67 ч; 0.84 ч; 1 ч; 2 ч; 5 ч; 8 ч; 17 ч; и каждые 24 часа последующие 4 суток. Рельеф поверхности после коррозии исследован с помощью оптического интерференционного профилометра New View 6200 (Zyga, Германия). Металлографические структурные исследования образцов выполнен на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50.

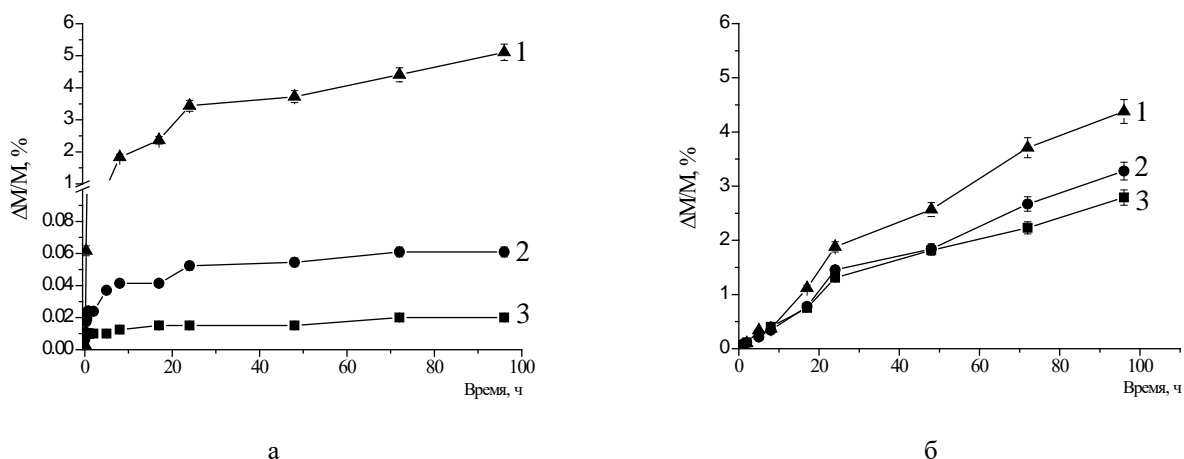


Рис. 1. Зависимость относительной потери массы образцов от времени выдержки в H_2SO_4 (а) и HCl (б) кислотах: 1 – Ni; 2 – Cu; 3 – Cu-40%Ni

Результаты изменений коррозионной стойкости образцов в концентрированных серной (а) соляной (б) кислот приведены на рис. 1. Процесс потери массы сплава Cu-40%Ni в H_2SO_4 идет более равномерно и с меньшей скоростью, чем Cu и Ni. Коррозионная стойкость сплава Cu-40%Ni в H_2SO_4 на два порядка больше, чем в HCl . Наблюдаемая деградация поверхности в концентрированной HCl сопровождается катастрофическим разрушением поверхности как границ зерен, так и тела зерна. Данные коррозионной стойкости сравниваются с результатами, полученными с помощью оптического профилометра и РЭМ-изображений. Экспериментально подтверждено, что сплав Cu-40%Ni демонстрирует более высокую коррозионную стойкость, чем Cu и Ni.

Структурные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО СИНТЕЗА НА СВОЙСТВА Mo-Zr ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА

Пестерев Е.А., Соловьев А.В., Яковлев Е.В., Петров В.И., Марков А.Б.

Томский научный центр СО РАН, Томск

В последнее время большой интерес стали вызывать сплавы на основе Мо, которые стали широко использоваться в промышленности по обработке металлических материалов, высокотемпературных конструкционных деталях, аэрокосмической и национальной оборонной промышленности. Так, например, Мо является важным легирующим элементом при разработке нержавеющих сталей для применения в очень агрессивных коррозионных средах [1], что в основном связано с его доказанной способностью повышать стойкость к точечной и щелевой коррозии. Также Мо стал интересен в качестве легирующего компонента Zr и его сплавов, поскольку он является стабилизатором фазы β -Zr [2]. Внедрение Мо приводит к повышению прочностных свойств Zr и его сплавов, что вполне вероятно связано с высоким измельчением структуры и прочностью интерметаллических частиц. Наличие Мо в сплавах Zr делает их более коррозионностойкими, повышая стойкость к гидрированию и узловую коррозию при взаимодействии Zr компонентов с высокотемпературной водой и паром в ядерных реакторах.

Одним из способов формирования сплавов на основе Мо, является использование электронного пучка [3]. Обработка импульсными электронными пучками является привлекательным инструментом для поверхностной модификации – даже простое облучение приводит к улучшению коррозионной стойкости за счет гомогенизации поверхности и ее сглаживания. Поэтому целью данной работы было исследование закономерности формирования Mo-Zr поверхностного сплава с помощью низкоэнергетического сильнотоочного электронного пучка.

Поверхностный сплав формировался с использованием электронно-пучковой машины «РИТМ-СП», которая объединяла на одной вакуумной камере магнетронную распылительную систему и источник низкоэнергетических (10-30 кэВ) сильнотоочных (до 25 кА) электронных пучков с длительностью импульса 2-4 мкс и диаметром пучка 60-80 мм [4]. Сплав формировался путем циклического повторения операций напыления пленки Мо на подложку и НСЭП обработки полученной системы пленка/подложка в едином вакуумном цикле. В качестве подложек использовались образцы из Zr (99.95 вес.%) размерами 15×15×2 мм. Пленки напылялись путем магнетронного распыления мишени из Мо (99.95 вес.%), скорость напыления составляла 7.9 ± 0.8 мкм/ч. Режимы, в которых формировался поверхностный Mo-Zr сплав, приведены в таблице 1. Суммарная толщина напыленной пленки Мо составляла ≈ 2.5 мкм. Перед осаждением пленок подложки облучали НСЭП (30 импульсов при плотности энергии ≈ 3.5 Дж/см²), для очистки и гомогенизации поверхности.

На рисунке 1 представлены РЭМ изображения поверхностей образцов с поверхностным Mo-Zr сплавом, сформированных в режимах 1 – 3 (рис. 1а-в). На поверхности сплавов при всех рассмотренных режимах происходило образование сетки трещин. Для образца, сформированного в режиме 1, морфология поверхности имела вид апельсиновой корки, а также присутствовали дефекты в виде пор (рисунок 1,а). Такой вид поверхности свидетельствовал о неравномерном перемешивании напыленной пленки Мо с подложкой Zr. С увеличением плотности энергии при формировании поверхностного сплава (режим 2) поверхность становилась более однородной, количество пор уменьшалось, а в режиме 3 полностью отсутствовало (рис. 1в). Однако можно заметить, что размер трещин увеличивался при увеличении плотности энергии НСЭП. Средняя ширина трещин образованных на поверхности сплава, сформированного в режиме 1, составляла 0.30 ± 0.06 мкм, тогда как на сплавах, сформированных в режимах 2 и 3, увеличилась до 0.45 ± 0.05 мкм.

EDS анализ показал, что содержание Мо в поверхностном слое сплава, сформированного в режиме 1, составлял 73.6 ± 9.1 ат.%. Для данного образца наблюдалась большая неоднородность распределения Мо по поверхности. При увеличении плотности

энергии (режимы 2 и 3) содержание Мо уменьшалось до 49.4 ± 2.8 и 38.4 ± 2.4 ат.%, соответственно. Для этих режимов наблюдалось более однородное распределение Мо по поверхности сформированного сплава, что характеризовалось уменьшением стандартного отклонения более чем в три раза.

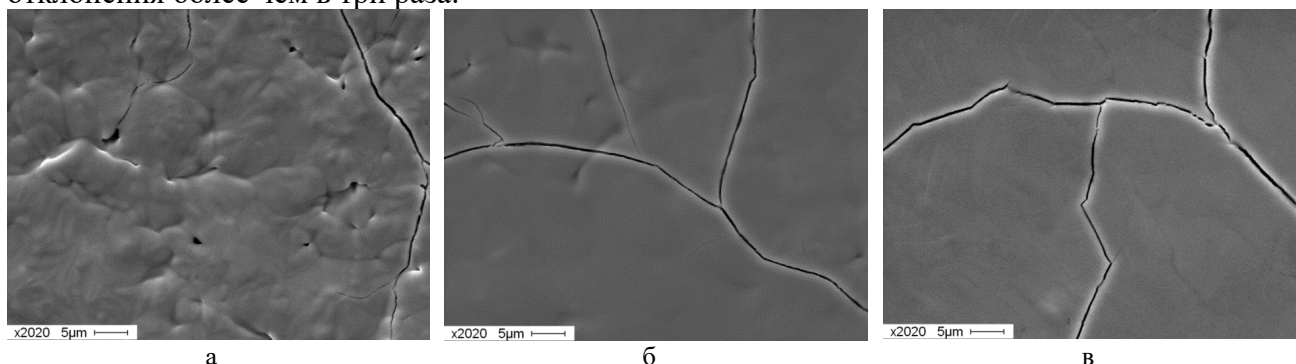


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности образцов с Mo-Zr поверхностным сплавом сформированный при плотности энергии НСЭП 3.5 (а), 4.5 (б) и 5.5 Дж/см² (в)

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН проект № FWRF-2021-0001.

1. Falkenberg F., Raja V.S., Ahlberg E. An Alternative Explanation for the Apparent Passivation of Molybdenum in 1 mol/L Hydrochloric Acid // Journal of The Electrochemical Society. – 2001. – Vol. 148 (4). – P. 132-137. – DOI: 10.1149/1.1354597.
2. Zinkevich M., Mattern N. Thermodynamic assessment of the Mo–Zr binary phase diagram // J. Phase Equilibria. – 2002. – Vol. 23 (2). – P. 156-162. – DOI:10.1361/1054971023604242.
3. Characterization of electron beam modified surface of Zircaloy-4 / M. Ahmad, J.I. Akhter, G. Ali, M. Akhtar, M.A. Choudhry // Journal of Alloys and Compounds. – 2006. – Vol. 426. – P. 176–179. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2006.02.022.
4. A RITM-SP facility for the surface alloying / Markov A.B, Mikov A.V., Ozu G.E., Padei A.G. // Instrum. and Experim. Tech. – 2011. – Vol. 54. – P. 862–866. – DOI: 10.1134/S0020441211050149.

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ МАЛОАКТИВИРУЕМОГО СПЛАВА V–4Ti–4Cr

^{1,2}Пинжин Ю.П., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2}Дитенберг И.А., ^{1,2}Гриняев К.В., ^{1,2}Тюменцев А.Н.,
³Чернов В.М., ³Потапенко М.М.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³АО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва

Одним из перспективных применений малоактивируемых ванадиевых сплавов в атомной энергетике является их использование в качестве материалов для тепловыделяющих элементов. На сегодняшний день сформированы представления о процессах структурно-фазовой трансформации на стадиях получения слитков и заготовок таких сплавов, а также о соответствующих особенностях микроструктуры. Не менее важной задачей является аттестация микроструктуры и определение свойств готовых изделий.

В настоящей работе проведена первичная аттестация зеренной структуры трубной заготовки малоактивируемого ванадиевого сплава системы V–4Ti–4Cr после стабилизирующего отжига при температуре 1050 °С. Методом сканирующей электронной микроскопии проведено исследование различных сечений, схематическое изображение которых представлено на рисунке 1.

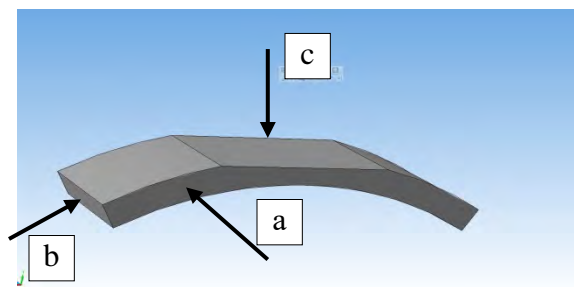


Рис. 1. Схематическое изображение сечений трубной заготовки с обозначением изучаемых методом СЭМ сечений. (a) – торцевое сечение трубки; (b) – продольное сечение стенки трубки в радиальном направлении; (c) – продольное сечение стенки трубки в направлении, перпендикулярном радиальному

С применением методики получения карт ориентации зеренной структуры методом дифракции обратно рассеянных электронов (Electron BackScatter Diffraction – EBSD) выявлены особенности морфологии и определены размеры зерен в различных сечениях. Установлено, что в продольных сечениях (b) и (c) зерна имеют форму, вытянутую вдоль оси трубной заготовки. Ширина зерен, как правило, не превышает 20 мкм, а их размеры в длину находятся в интервале от 10 до 45 мкм. Коэффициент неравноосности зерен варьируется от 1:2 до 1:5.

В сечении (a) преимущественно наблюдаются зерна с формой близкой к равноосной. Их размеры, как правило, находятся в интервале от 5 до 20 мкм. Редко встречаются зерна неравноосной формы с коэффициентом неравноосности не более чем 1:2.

Кроме того, в процессе анализа полюсных фигур выявлено наличие текстурных компонент аксиального типа. Таким образом, после формирования трубной заготовки наблюдается формирование анизотропной зеренной структуры.

Обсуждается природа выявленной анизотропии зеренной структуры.

Исследования проведены с использованием оборудования ТРЦКП НИ ТГУ и ЦКП ИФПМ СО РАН «NANOTECH».

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

СЭМ-СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Mo–Au

Почетуха В.В., Будовских Е.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы Mo–Au–N. Покрытие формировали последовательной трехстадийной обработкой. Сначала проводили электровзрывное напыление, затем электронно-пучковую обработку и азотирование на финишной стадии. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в разрывных электрических контактах. Разрывные контакты периодически коммутируют цепи электрического тока – производят их замыкание, размыкание, переключение. Для разрывных контактов характерна работа в сложных условиях замыкания и разрыва электрической цепи. При этом, как правило, возникает дуговой или искровой процесс, что ведет к постепенному разрушению материала контактных поверхностей.

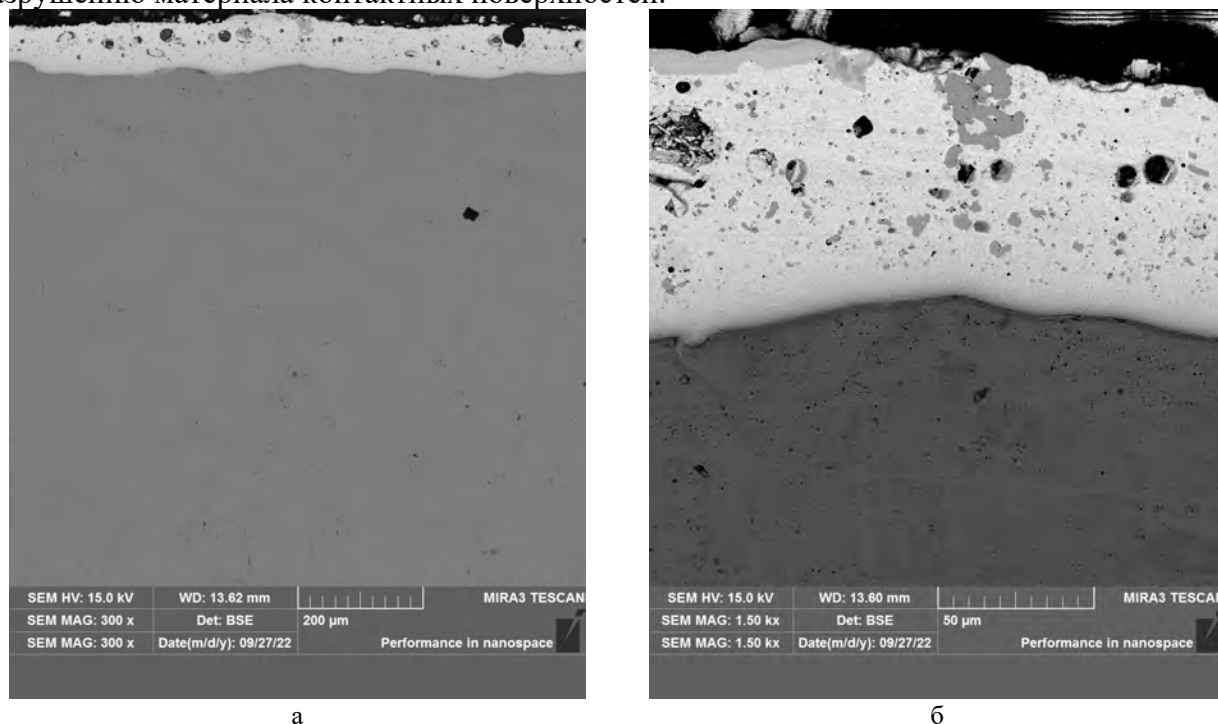


Рис. 1. Структура покрытия системы Mo–Au, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) демонстрирует однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия. Изображение (б) демонстрирует типичный вид покрытия и подложки

Покрытие имеет толщину до 150 мкм (рис. 1а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рис. 1б). Мелкодисперсная структура обеспечивает лучшие механические и технологические свойства по сравнению с грубодисперсной. Способ электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования оказывает значительное влияние на структуру покрытия. По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и серыми включениями (рис. 1б). Матрица образована золотом, включения – молибденом. Данное высказывание подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 0809-2021-0013. Электровзрывное напыление произведено с использованием оборудования научной лаборатории электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, – создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области – Кузбасса № 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение № 8.

ВЫСОКОПОРИСТЫЕ ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФУТЕРОВОК АГРЕГАТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО И ЦЕМЕНТНОГО ПРОИЗВОДСТВ

Почивалов Ю.И., Карпов С.М., Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При производстве стали, цветных металлов и цемента важную роль имеет защита печей и агрегатов различного назначения от непосредственного контакта с жидким металлом или нагретой цементной смесью. Рабочая температура таких печей и агрегатов составляет от 1300 до 1900 К. Это проблема решается их футеровкой высокотемпературными огнеупорными материалами с низкой теплопроводностью. В качестве основной футеровки используют композитные материалы, состоящие из нескольких оксидных соединений. В процессе эксплуатации футеровка изнашивается, появляются локальные повреждения, что влечет за собой необходимость ремонта повреждений или замены элементов футеровки. Ремонт футеровки заключается в заполнении дефектов ремонтной смесью. Состав ремонтных смесей зависит от состава футеровки и способа заполнения дефектов. Основным недостатком большинства разработанных к настоящему времени ремонтных футеровочных смесей является слабая адгезия с футеровкой и быстрый износ уже восстановленных элементов футеровки.

В настоящей работе предложены огнеупорные высокопористые смеси для цементных и металлургических печей и агрегатов с высокой прочностью и износостойкостью. Особенностью этих смесей является возможность изменения температуры консолидации за счет изменения компонентов эвтектических составов.

Образцы приготавливались в три этапа: торкрет пасту получали путем интенсивного механического перемешивания сухих порошковых смесей, состоящих из эвтектического состава окислов $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ ($d < 65$ мкм), Al пудры ($d < 65$ мкм), карбамида, наполнителя из огнеупорного кирпича ($d < 3$ мм), органических частиц и жидкого стекла. Применение карбамида обусловлено его высокой порообразующей способностью. Затем полученную пасту наносили в дефекты заранее сформированные в футеровочном кирпиче. Образцы подвергали сушке до влажности не более 30 % и последующей термообработке при температуре 1050⁰С с изотермической выдержкой в течение 60 мин.

Механические испытания на одноосное сжатие производились со скоростью нагружения 1×10^{-4} с⁻¹ при комнатной температуре. Образцы для механических испытаний были изготовлены в виде куба со стороной 10 мм.

Для оценки износостойкости полученного материала были выполнены испытания на абразивный износ по методу незакрепленного абразива (ГОСТ 23.208-79) при общем времени испытания 10 мин. с последовательным измерением потери массы. Испытания проводили на специализированной установке с использованием кварцевого песка в качестве абразива.

Проведенное исследование полученных образцов выявило различие их свойств и структуры в зависимости от состава и концентрации алюминия и карбамида. Обнаружено, что увеличение содержания алюминиевой пудры в ремонтной футеровочной смеси сопровождается увеличением объема порового пространства и уменьшением усадки при термическом воздействии. Однако при этом имело место увеличение прочности образцов и износостойкости. Карбамид является интенсивным порообразователем, пористость образцов с карбамидом выше, а их объем при спекании увеличивался. В этом случае при заполнении трещин в футеровки должны возникать напряжения сжатия, что может способствовать залечиванию пор и трещин в футеровке. С увеличением содержания карбамида прочность образцов возрастала, а износостойкость практически не изменялась. При этом структура образцов с карбамидом очень близка к структуре футеровочного огнеупора.

Полученные образцы показали высокие значения механических свойств и абразивной износостойкости. По сравнению с применяемым в настоящее время в цементных печах

огнеупором прочность разработанного материала в 3-4 раза выше, а износостойкость в 3-10 раз выше в зависимости от используемого состава. Данные результаты показывают, что предложенные материалы могут быть использованы для ремонта печей и агрегатов металлургического и цементного производства.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2021-0009.

СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ ТИТАН – ЖЕЛЕЗО ИЗ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интерметаллические соединения Fe_2Ti и FeTi находят практическое применение в качестве аккумуляторов водорода (FeTi) или в качестве магнитных материалов (Fe_2Ti). Из-за особенностей двойной равновесной диаграммы получение этих интерметаллидов литьем затруднено. Поэтому широко используются методы порошковой металлургии в сочетании с предварительной механоактивацией порошковых смесей [1,2]. В нашей работе исследована возможность получения однофазных соединений из порошковых смесей титана и железа целевых составов. Порошковые смеси в течение 20 минут подвергали механоактивации в планетарной мельнице Activator 2S при интенсивности 40g и соотношении шары/смесь равном 20. Механоактивированные смеси нагревали в герметичном реакторе в среде аргона со средней скоростью 100 град/мин. При температуре около 500 С на термограммах с термопар, помещенных в механоактивированную смесь, появлялся резкий подъем (тепловой взрыв), свидетельствующий об экзотермической реакции в смеси. Величина подъема для состава $2\text{Fe}+\text{Ti}$ оказалась значительно больше, чем для состава $\text{Fe}+\text{Ti}$.

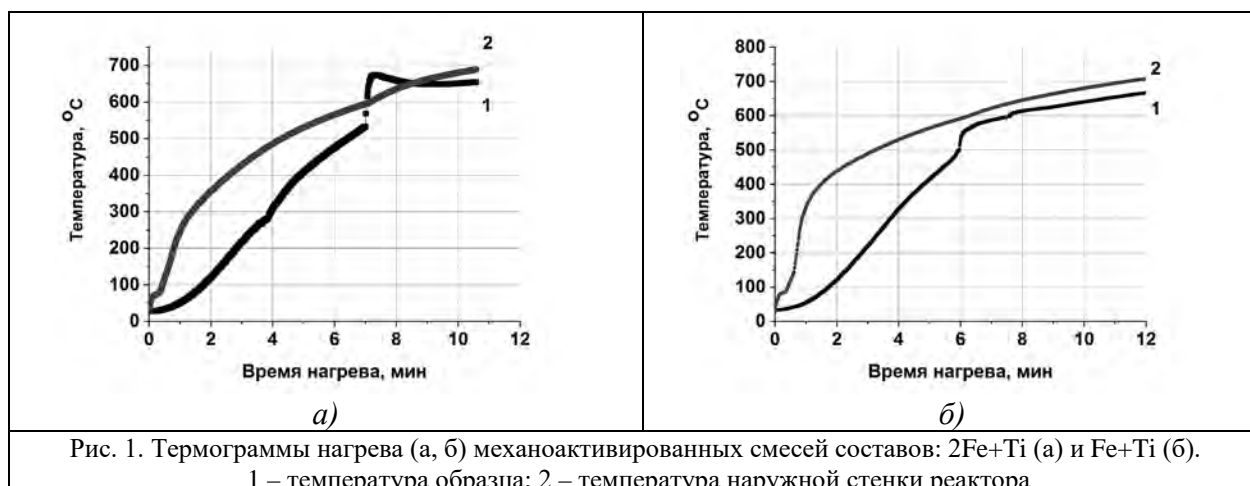


Рис. 1. Термограммы нагрева (а, б) механоактивированных смесей составов: $2\text{Fe}+\text{Ti}$ (а) и $\text{Fe}+\text{Ti}$ (б).
1 – температура образца; 2 – температура наружной стенки реактора

Рентгеноструктурный анализ показал, что основным продуктом реакции для обоих смесей является соединение Fe_2Ti . Преимущественное образование Fe_2Ti , также как больший тепловой эффект в смеси состава $2\text{Fe}+\text{Ti}$ объясняется большей отрицательной энтальпией образования Fe_2Ti по сравнению с FeTi (-87,45 и -40,58 ккал/моль, соответственно).

Содержание побочных фаз и непрореагировавших реагентов мало изменилось после отжига. На основании полученных результатов сделан вывод, что термодинамический фактор (энтальпия образования интерметаллида) является основным, определяющим фазовый состав продуктов синтеза в порошковых смесях титана и железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-00106).

1. Tetsuji Saito // Journal of Alloys and Compounds. – 2004. – Vol. 364. – P. 113–116.
2. V.Yu. Zadorozhnyy, S.N. Klyamkin, M.Yu. Zadorozhnyy, D.V. Strugova, G.S. Milovzorov, D.V. Louzguine-Luzgin, S.D. Kaloshkin // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 707. – P. 214-219.

ГОРЯЧЕЕ УПЛОТНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ ПО СХЕМЕ, ПРЕДОТВРАЩАЮЩЕЙ ПЕРИФЕРИЙНОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ

Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Барановский А.В., Кривопапов В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интенсивные исследования с целью получения плотных заготовок спеканием и (или) горячей штамповкой порошков титана были начаты в 70-х годах прошлого столетия. Еще в ранних работах [1,2] было установлено, что, несмотря на относительно высокую температуру плавления ($1668\text{ }^{\circ}\text{C}$), порошки титана спекаются уже при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для уменьшения пористости спеченных заготовок их дополнительно подвергают горячей деформации, обычно динамической (штамповка). Установлено полезное влияние сдвиговых деформаций для повышения физико-механических свойств горячепрессованных порошковых заготовок [3,4]. Температура нагрева под горячее уплотнение сильно влияет на плотность и пластичность. Приемлемая пластичность проявляется только после горячей деформации титановых заготовок нагретых при $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше. Деформация по схеме, обеспечивающей сдвиговую компоненту, дает дополнительный прирост пластичности. При большом различии диаметров уплотняемой заготовки и матрицы штампа при штамповке в закрытом штампе и при свободной осадке возможно растрескивание периферийных областей прессовки из-за сильной неоднородности деформации в радиальном направлении [5]. Для предотвращения этого растрескивания необходим постоянный боковой подпор уплотняемой заготовки. При использованной в нашей работе схеме горячего уплотнения титановых порошков предотвращается периферийное растрескивание и одновременно обеспечивается большая доля сдвиговой компоненты деформации, повышающей прочность и пластичность. Практической целью работы было установить режимы горячего уплотнения (ГУ), обеспечивающие максимальную плотность и прочность пластин, спрессованных из трех титановых порошков ПТМ-1 и ПТОМ-1 от ТПП-8, отличающихся дисперсностью и содержанием примесей, определенных дополнительно с помощью химического анализа, а также исследовать влияние последующего отжига на их структуру и свойства.

Для горячего уплотнения в квазистатическом режиме порошки капсулировали в герметичные тонкостенные стальные трубки для предотвращения окисления порошка при нагреве под горячую деформацию. Нагретые в печи сборки ($900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 минут) прессовали в интервале давлений $360\text{--}600\text{ МПа}$ с выдержкой под давлением 10 секунд. Для предотвращения быстрого охлаждения при прессовании между плитами пресса и поверхностью сборок помещали теплоизолирующие прокладки из плотного асбестового картона толщиной 0,8 мм. Плотность пластинок размером $(2,6\pm 0,2)\times(21\pm 1,0)$ мм определяли методом гидростатического взвешивания. Часть горячепрессованных пластинок отжигали в вакууме 10^{-2} Па при $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 2 часа и при $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 1 час.

На рис.1 приведены оптические фотографии микроструктуры полученных материалов из порошков ТПП-8 и ПТОМ-1, значительно отличающихся дисперсностью и содержанием водорода.

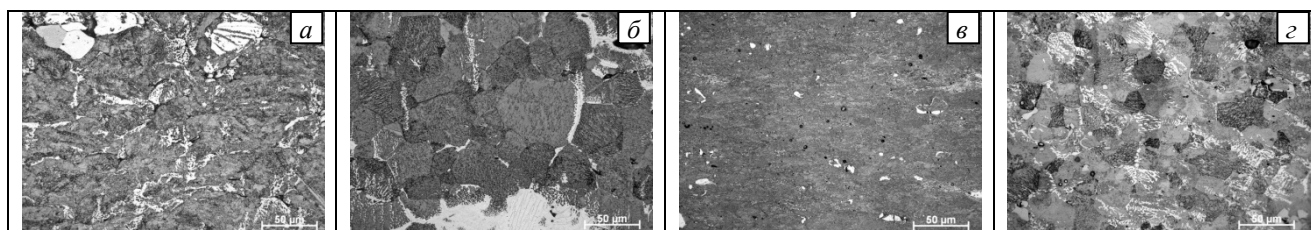


Рис. 1 Микроструктура горячеуплотненных прессовок из порошков ТПП-8 (а,б) и ПТОМ-1 (в,г), где (а, в) – после ГУ; (б, г) – после ГУ и отжига $870\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 часа

Микротвердость образцов из ПТОМ-1 в среднем на 70 % выше, чем твердость образцов из ТПП-8, что можно объяснить влиянием растворенного водорода и более мелким зерном в

структуре ПТОМ-1. Предположение об упрочняющем действии водорода в ПТОМ-1 подтверждается тем, что после вакуумного отжига твердость уменьшается вследствие выхода водорода, растворенного в титане.

Горячим уплотнением титановых порошков по схеме, обеспечивающей сдвиговую деформацию, которая способствует удалению окисных пленок с поверхностей смежных частиц и препятствует растрескиванию, получены прессовки с остаточной пористостью 1,0–1,5 %. Пористость уменьшалась при дополнительном диффузионном отжиге.

Из пластинок, полученных при максимальном давлении, вырезали образцы размером 2,5×10×32 мм для испытаний на изгиб по ГОСТ 57749-2017 на испытательной машине INSTRON 1185 при скорости нагружения 0,5 мм/мин. Результаты определения микротвердости и испытаний на изгиб горячепрессованных образцов, в том числе дополнительно отожженных в вакууме с выдержкой 2 часа при 870 °С, приведены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства горячеуплотненных титановых порошков

Порошок Ti	Обработка	HV ₂₀₀ , МПа	E, ГПа	σ_u , МПа
ТПП-8	ГУ	2079±210	39±4	509±23
	ГУ+отжиг 870 °С, 2 часа	2174±195	47±2	712±25
ПТОМ-1	ГУ	3688±220	55±2	723±20
	ГУ+отжиг 870 °С, 2 часа	3288±206	64±2	1148±55

Твердость и прочность на изгиб полученных прессовок зависят от дисперсности использованных порошков и содержания в них водорода. Наибольшие значения твердости и прочности имеет материал, спрессованный из мелкого титанового порошка марки ПТОМ-1, в котором содержится 0,32 % водорода. Отжиг прессовок из порошка ПТОМ-1 при температуре ниже температуры аллотропического превращения $\alpha \rightarrow \beta$ увеличивает прочность на изгиб на 60 % и изменяет характер разрушения с хрупкого на хрупко-вязкий.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021- 0005.

1. Аренсбургер Д.С., Пугин В.С., Федорченко И.М. Исследование свойств порошков и спекаемости пористых брикетов из электролитического и восстановленного титана // Порошковая металлургия. – 1968. – №5. – С. 28 – 35.
2. Аренсбургер Д.С. Спекаемость порошка титана // Порошковая металлургия. – 1970. – № 2. – С. 27–31.
3. Баглюк Г.А. Технологические проблемы процессов горячей штамповки пористых заготовок // Вісник НТУУ "КПІ" Серія: Машинобудування. – 2009. – № 56. – С. 93–100.
4. Баглюк Г.А. Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов // Обработка материалов давлением. – 2011. – Т. 26, № 1. – С. 139–145.
5. Ляшенко А.П., Павлов В.А., Богуслаев В.А. Получение порошковых материалов из титана методом горячей штамповки // Порошковая металлургия. – 1984. – № 11. – С. 39–44.

МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ТИТАН-УГЛЕРОД В СРЕДЕ ЭТАНОЛА

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы широко используются в качестве конструкционных материалов в аэрокосмической, судостроительной и химической промышленности благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Основным недостатком титана и его сплавов является низкая износостойкость в трибосопряжениях. В последние годы ведутся интенсивные исследования композиционных материалов, на основе титана с добавками кремния, бора и углерода. Небольшие (до 5 %) добавки этих элементов приводят к образованию дисперсных выделений тугоплавких соединений (Ti_5Si_3 , TiV или TiC), которые увеличивают прочность при одновременном снижении пластичности. Для получения титаноматричных композитов, упрочненных частицами тугоплавких соединений, широко применяют порошковые технологии.

В настоящей работе исследованы материалы, полученные горячим уплотнением смесей порошков титана марки ТПП-8 дисперсностью < 160 мкм с углеродом (сажей марки П-803 со средним размером углеродных частиц 200 мкм), предварительно подвергнутых механоактивации в планетарной мельнице в среде этанола. Порошок титана с добавками сажи от 0 до 1,0 масс. % суммарной массой по 15 граммов смешивали 4 часа в смесителе и обрабатывали в барабанах планетарной мельницы "Activator 2S". Для предотвращения налипания порошков на шары и стенки в каждый барабан вводили по 0,5 см³ спирта. Механоактивированные смеси набивали с тонкостенные стальные трубки, которые герметизировали и на 15 минут помещали в печь, предварительно разогретую до 900° С. После выдержки в печи трубку-контейнер со смесью прессовали вгорячую давлением 600 МПа. Целью работы было выяснить возможность получения титаноматричных композитов, упрочненных карбидными частицами с объемной долей не более 10 % по технологии, включающей интенсивную обработку в шаровой мельнице порошковых смесей титана и углерода с последующим кратковременным нагревом до температур *in-situ* синтеза карбида титана.

Исходные порошки и горячеуплотненные механоактивированные порошковые смеси анализировали на газовые примеси (кислород, азот, водород) с использованием прибора LECO ONH 836, а для анализа на углерод использован прибор марки AN-7529M. Проведены металлографические исследования, определен элементный и фазовый состав материалов, полученных горячим уплотнением смесей порошков титана с углеродом.

Согласно нашей оценке для получения 10 об. % $TiC_{0,5}$ в титановой матрице необходимо около 1 масс. % углерода. Однако по результатам рентгеноструктурного анализа (таблица) в смеси титана с 1 % углерода (сажи), в которую был добавлен спирт (для уменьшения налипания порошка) после интенсивной механоактивации и последующего кратковременного нагрева до 900° С, содержание карбида титана оказалось втрое больше ожидаемого. Последовательное уменьшение добавки сажи 1 → 0,5 → 0,2 масс. % мало изменило содержание карбида. Более того, даже после обработки титанового порошка без добавки сажи получено 9,6 об. % карбида титана в порошковом композите.

Таблица. Содержание $TiC_{0,5}$ (оценка и согласно результатам XRD)

Объемное содержание карбида титана в смеси	Добавка сажи в смесь с титаном, масс.%			
	0	0,2	0,5	1,0
Оценка в предположении синтеза $TiC_{0,5}$, об. %	0	1,64	4,12	8,27
Действительное (согласно результатам XRD), об. %	9,6	19,0	20,5	22,9

Можно предположить, что источником углерода для образования карбида титана в этом случае служат продукты деструкции C_2H_5OH в процессе интенсивной механоактивации

титанового порошка в присутствии спирта. Результаты химического анализа МА - порошка, обработанного в среде этанола, подтверждают это предположение.

Эффект деструкции гептана в условиях механоактивации титанового порошка впервые был обнаружен авторами [1]. Позднее эффект деструкции углеводородов был обнаружен и исследован при интенсивной механической активации порошков титана и некоторых металлов (магний, железо) в других углеводородных средах (толуоле, петролейном эфире) [2-4]. Результатом взаимодействия титана с продуктами деструкции углеводородов является образование карбида и гидрида титана и сложных карбогидридных фаз $Ti(C,H)$.

Из результатов наших исследований можно сделать вывод, что для получения в титаноматричном композите регулируемого объемного содержания упрочняющей карбидной фазы до 10 об % нет необходимости вводить углерод в смесь с титановым порошком. Углерод для образования карбида можно получить в процессе механоактивации титанового порошка в среде углеводорода. Требуется отработка режима механоактивации (интенсивность и длительность обработки) для управления степенью диссоциации углеводородной жидкости и получения необходимой концентрации свободного углерода. Дополнительно требуется отгонка водорода из механоактивированного порошка отжигом в вакууме, чтобы избавиться от гидридных фаз.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021- 0005.

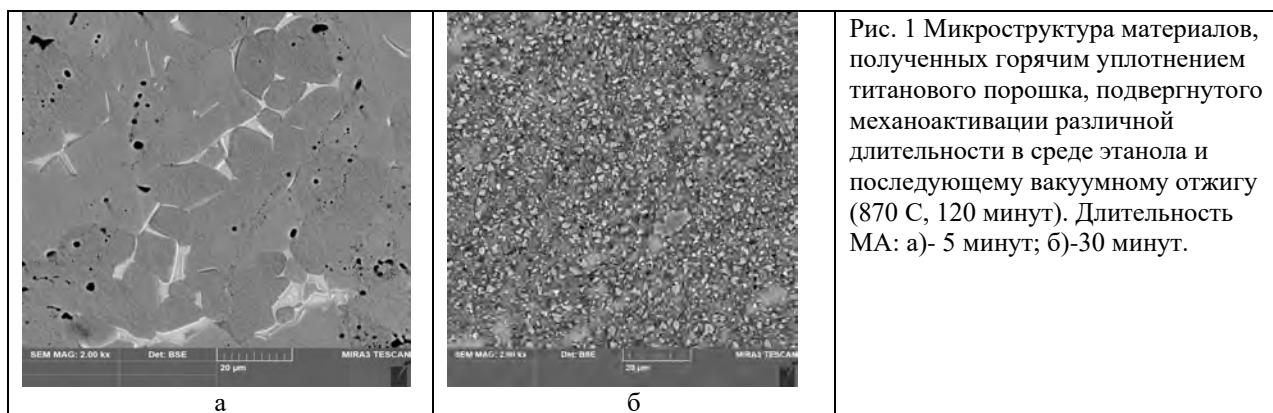
1. Suzuki T.S., Nagumo M. Metastable intermediate phase formation at reaction milling of titanium and n-heptane // Scripta metallurgica and materialia. – 1995. – Vol. 32, No. 8. – P. 1215-1220.
2. Stacking faults and mechanisms strain-induced transformations of hcp metals (Ti, Mg) during mechanical activation in liquid hydrocarbons physics of the solid state / A.N. Lubnin, G.A. Dorofeev, R.M. Nikonova, V.V. Mukhgalin, and V.I. Lad'yanov // Physics of the Solid State. – 2017. – Vol. 59, No. 11. – P. 2226-2238.
3. Titanium carbohydride synthesis by mechanical activation in liquid hydrocarbon / M.A.Eremina, S.F. Lomaeva, I.N. Burnysheva, D.G. Kalyuzhnyia, and G.N. Konygin // Russian Journal of Inorganic Chemistry. – 2018. – Vol. 63, No. 10. – P. 1274-1282.
4. Mechanochemical interaction of titanium powder with organic liquids / G.A. Dorofeev, V.I. Lad'yanov, A.N. Lubnin, V.V. Mukhgalin, O.M. Kanunnikova, S.S. Mikhailova, V.V. Aksenova // International journal of hydrogen energy. – 2014. – Vol. 39. – P. 9690 -9699.

НОВЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Кривопапов В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для повышения прочностных характеристик титана применяют легирование металлическими добавками (алюминий, молибден, ванадий и др.), которые обеспечивают упрочнение по твердорастворному механизму. Другой способ упрочнения титана – введение в титановую матрицу дисперсных частиц тугоплавких соединений (карбидов боридов, силицидов). Наряду с традиционной металлургией для получения таких титаноматричных композитов широко используют методы порошковой металлургии – различные способы компактирования порошковых смесей титана и частиц тугоплавких соединений субмикронного размера. Мы использовали способ, основанный на *in-situ* синтезе карбидных и карбогидридных частиц при кратковременном нагреве титанового порошка, подвергнутого механической активации (МА) в шаровой планетарной мельнице в среде углеводородных жидкостей (этанол, толуол). В процессе МА происходит деструкции молекул углеводородов и растворение углерода и водорода в решетке α -титана []. При последующем кратковременном нагреве механоактивированного порошка происходит синтез дисперсных карбидных и карбогидридных частиц, однородно распределенных в титановой матрице (рис. 1б). Варьируя длительность МА в интервале 5–30 минут можно регулировать концентрацию частиц. Для стабилизации структуры и фазового состава титаноматричного композита механоактивированный порошок необходимо отжечь в вакууме при температуре 800 С в течение нескольких часов. При вакуумном отжиге водород уходит из твердого раствора, а карбогидриды превращаются в нестехиометрический карбид титана.



Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021- 0005.

1. Suzuki T.S., Nagumo M. Metastable intermediate phase formation at reaction milling of titanium and n-heptane // Scripta metallurgica and materialia. – 1995. – Vol. 32, No. 8. – P. 1215-1220.
2. Titanium carbohydride synthesis by mechanical activation in liquid hydrocarbon / M.A.Eremina, S.F. Lomaeva, I.N. Burnysheva, D.G. Kalyuzhnyia, and G.N. Konygin // Russian Journal of Inorganic Chemistry. – 2018. – Vol. 63, No. 10. – P. 1274-1282.
3. Mechanochemical interaction of titanium powder with organic liquids / G.A. Dorofeev, V.I. Lad'yanov, A.N. Lubnin, V.V. Mukhgalin, O.M. Kanunnikova, S.S. Mikhailova, V.V. Aksenova // International journal of hydrogen energy. – 2014. – Vol. 39. – P. 9690 -9699.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВС-КОМПОЗИТА Ni-Fe-Cr-Ti-C-B

^{1,2}Пугачева Н.Б., ^{1,2} Быкова Т.М., ¹ Сенаева Е.И.

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

²Уральский Федеральный Университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Разработка новых износостойких материалов, получаемых методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) является актуальной и современной задачей материаловедения. Наибольшее распространение метод СВС получил в области создания новых порошковых материалов. Для массивных композитов весьма важным является выявление роли металлической матрицы и фазовых превращений в ней в процессе вторичного структурообразования после завершения процесса синтеза при охлаждении полученного материала. Для получения удовлетворительного сочетания износостойкости с прочностью необходимо уделять особое внимание металлической матрице и процессам, происходящим в ней при вторичном структурообразовании, а также найти дополнительные способы изменения строения, химического состава и свойств матрицы, что в конечном итоге приведет к изменению свойств композита в целом.

Цель данной работы заключалась в проведении анализа структуры и свойств СВС-композитов с использованием в качестве терморреагирующих компонентов порошков Ti, C и B₄C, а в качестве матрицы порошка Ni + Fe + Cr.

Композиты представляли собой сэндвич-пластины, состоящие из наружной стальной оболочки и собственно композита (рис. 1). После окончания синтеза горячую заготовку переносили в гидравлический пресс и компактировали с нагрузкой не менее 250 МПа. Химический состав исходных порошковых смесей приведен в табл. 1.



Рис. 1. Внешний вид сэндвич-пластин из монолитных СВС-композитов

Таблица 1. Химический состав порошковых смесей для получения СВС-композитов, масс. %.

Ti + C + B ₄ C	Fe	Ni	Cr
30	30	30	10

Из полученных сэндвич-пластин вырезали образцы для микроструктурных исследований, определения фазового состава, испытаний на поперечный изгиб и износостойкость. Микроструктуру, химический и фазовый составы полученного композита исследовали на поперечных резах с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставками фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в α излучении хрома. Испытания на поперечный изгиб проводили по ГОСТ 20019-74 «Сплавы твердые спеченные. Метод определения предела прочности при поперечном изгибе». Предел прочности при поперечном изгибе R_{bm} 30 рассчитывали по формуле:

$$R_{bm} = \frac{3 \cdot F \cdot l}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (1)$$

где F – наибольшая сила, соответствующая моменту разрушения образца, Н; l – расстояние между осями опор, мм; h – высота образца (размер, совпадающий с направлением приложения силы при испытании), мм; b – ширина образца (размер, перпендикулярный высоте), мм.

Износостойкость образцов оценивали по относительному изменению массы ($\Delta m_{отн}$),

которую рассчитывали по формуле:

$$\Delta m_{\text{отн}} = \Delta m / m_0, \quad (2)$$

где m_0 – начальная масса образца; m – масса образца после испытаний. Кроме того, рассчитывали значения коэффициента трения (K) и относительный износ (ϵ) по формулам:

$$K = F_{\text{тр}} / N, \quad (3)$$

$$\epsilon = \Delta m / \Delta m_{\text{эт}}, \quad (4)$$

где Δm – потеря массы образца; $\Delta m_{\text{эт}}$ – потеря массы эталона (в качестве эталона выбран образец из стали 40Х).

Композит Ni-Fe-Cr-Ti-C-B состоит из металлической матрицы и частиц упрочняющих фаз (рис.2 и табл.2). Упрочняющими фазами являются частицы карбида и диборида титана, они формируются в основном в твердом растворе на основе Ni. По результатам фазового рентгеноструктурного анализа обнаружены также частицы карбида Cr_{23}C_6 , которые расположены, как показал анализ СЭМ, по границам зерен матрицы, а также частицы интерметаллида Ni_3Ti .

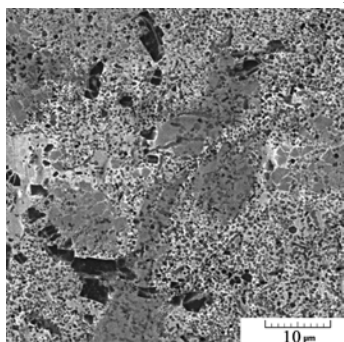


Рис. 2. Микроструктура композита Fe-Ni-Cr-Ti-C-B

Таблица 2. Фазовый состав, твердость, плотность и прочность СВС-композитов

Элементы матрицы	Фазовый состав	HRC	ρ , г/см ³	R_{bm} , МПа
Fe-Ni-Cr	аустенит и хромистый феррит, TiC, TiB ₂ , Ni ₃ Ti, Cr ₂₃ C ₆	66 - 72	6,9	679

Относительная износостойкость была рассчитана в сравнении с показателями для образцов конструкционной стали 40Х (эталон), поэтому для нее $\epsilon = 1$. Карбид кремния более твердый (3000...3200 HV) по сравнению с электрокорундом (2000...2300 HV), поэтому при испытанных композитов относительный износ ϵ с карбидом кремния выше. Коэффициент трения находится на уровне 0,5. Испытания на абразивный износ показали, что трибологические свойства композита существенно превышают свойства эталона (табл. 3).

Таблица 3. Результаты испытаний на абразивную износостойкость

Образец	Тип абразива	$\Delta m / \Delta m_{\text{эт}}$, %	ϵ	K
Fe-Ni-Cr-Ti-C-B	Al ₂ O ₃	0,4	0,56	0,45
	SiC	1,0	0,70	0,50
Сталь 40Х	Al ₂ O ₃	1,30	1,00	0,65
	SiC	1,30		0,66

Выполненные исследования показали, что композит Ni-Fe-Cr-Ti-C-B обладают высокими показателями износостойкости, однако их конструкционная прочность (значения прочности при испытаниях на трехточечный изгиб) ограничены развитой внутренней пористостью, являющейся неизбежной при выбранной технологии их получения. Необходимо дальнейшее совершенствование технологического процесса, главным образом, на стадии деформирования сразу после синтеза с целью снижения или полного исключения появления внутренних пор.

Работа выполнена по госбюджетной теме АААА-А18-118020790145-0.

1. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe-Ti-C-B // ФММ. – 2019. – Т. 120. – № 11. – С. 1174-1180
2. Николин Б.В., Матвеев М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение № 2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037
3. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и свойства СВС-композита системы Cu-Ti-C-B // ФММ. – 2022. – 123. – № 1. – С. 47 - 54. DOI: 10.31857/S0015323022010107.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВС-КОМПОЗИТЕ Cu-Ti-C-B

Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И., Горулева Л.С.

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) успешно используется для получения порошковых материалов, используемых при спекании композитов или для напыления покрытий [1]. Значительно меньше внимания уделяется созданию монокристаллических композитов, которые являются уникальными износостойкими материалами. Недостатком СВС-композитов является достаточно развитая пористость, не полностью устраняемая горячим прессованием заготовок. Интерес представляет использование меди в качестве матрицы таких композитов, поскольку медь обладает высокими показателями электропроводности и теплопроводности [2,3]. Кроме того, медь имеет относительно невысокую температуру плавления (1083 °С), что обеспечивает более плотное заполнение формы и получение минимальной пористости в монокристаллических композитах. Формирование в композите в результате СВС армирующих частиц TiC и TiB₂ позволит повысить прочность меди и получить износостойкий композит [3]. Проводимое после завершения процесса СВС горячее прессование композита Cu-Ti-C-B при температуре не ниже 900 °С приводит к формированию остаточных напряжений, которые влияют на прочность и пластичность. Важным является определение условий снятия остаточных напряжений в композите.

Исследовали структурное состояние и остаточные напряжения в композите системы Cu-Ti-C-B, полученные методом СВС из смеси порошков Cu, Ti, C и B₄C по технологии. Подробно описанной ранее в работе [3]. Порошки титана, углерода и карбида бора являются ТРК и обеспечивают протекание экзотермических реакций:



Содержание ТРК в исходной порошковой смеси составляло 30 мас. %. Исходные порошки засыпали в стальную трубу, помещали в печь и нагревали до температуры 950 °С, при которой начинался синтез. После окончания процесса СВС заготовку подвергали горячему прессованию с давлением плунжера не менее 250 МПа. Отжиги для снятия остаточных напряжений проводили на образцах размерами 10×10×5 мм с выдержкой 1 час при температурах 760, 810 и 860 °С с последующим охлаждением на воздухе. Температуры отжига выбраны по данным температурных зависимостей относительного удлинения образцов при дилатометрических исследованиях. Микроструктуру, химический и фазовый составы полученных композитов исследовали на поперечных срезах полученных заготовок (рис. 2 б) с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в $\text{K}\alpha$ излучении хрома. Остаточные напряжения I рода определяли стандартизованным методом “ $\sin^2\psi$ ” по рентгеновской линии (220) для меди. Твердость композита измеряли на твердомере Leica при нагрузке 300 г.

Металлическая матрица композита Cu-Ti-C-B представляет собой твердый раствор на основе меди, в кристаллической решетке которой растворено небольшое количество титана. При охлаждении композита до комнатной температуры в матрице выделяются наноразмерные частицы Cu₄Ti, подробно изученные ранее в работе [4]. Упрочняющими фазами являются образовавшиеся в результате синтеза частицы карбида титана TiC и диборида титана TiB₂ (рис. 1). В композите обнаружены частицы непрореагировавшего карбида бора B₄C (обозначено цифрой 4 на рис. 1), количество которого составило не более 2,0 мас. %. Вокруг частиц B₄C зафиксированы прослойки титана (обозначены стрелками на рис. 1), общее количество титана составило около 1,5 мас. %. После отжига при температуре 760 °С заметно увеличились интенсивности дифракционных максимумов упрочняющих фаз TiC, TiB₂ и Cu₄Ti. Интенсивность дифракционных максимумов TiC и TiB₂ несколько уменьшилась при увеличении температуры отжига до 810 и 860 °С, но была выше по

сравнению с исходным композитом.

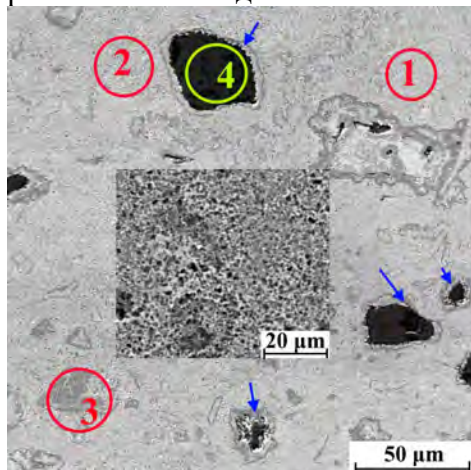
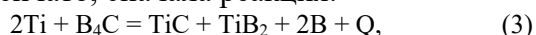


Рис. 1. Микроструктура композита: матрица Cu + Cu₄Ti, 2 – Cu + TiC, 3 – Cu + TiB₂, 4 – B₄C, стрелками отмечен Ti

Отжиг при 760 °С не изменил величину остаточных напряжений, при отжиге 810 °С остаточные напряжения уменьшились до – 170 МПа, а при отжиге 860 °С они уменьшились до – 100 МПа. Исследования фазового состава и структуры композита Cu-Ti-C-B после отжигов при выбранных температурах показали, что экзотермическая реакция между остаточным титаном и карбидом бора протекает ступенчато, сначала реакция:



а затем реакция:



Об этом свидетельствует наличие свободного бора в композите Cu-Ti-C-B после отжига при 810 °С. Остаточный карбид бора и свободный бор не обнаружены в композите после отжига 860 °С.

На участках бывшего остаточного карбида бора зафиксированы частицы TiB₂. Параметр решетки твёрдого раствора на основе меди незначительно увеличивается при повышении температуры отжига (см. таблицу 1), что свидетельствует о частичном растворении упрочняющих фаз в кристаллической решётке меди. После отжигов композита при 760 и 810 °С твёрдость увеличивается, а после отжига при 860 °С немного уменьшается, но остается выше, чем у исходного образца.

Таблица 1. Изменение параметра решетки медной матрицы, величины остаточных напряжений и твердости после отжигов композита Cu-Ti-C-B при разных температурах

№	Температура отжига в течение 1 часа, °С	a , Å	$\sigma_{\text{ост}}$, МПа	HV 0,3
1	Исходное состояние композита	3,622	– 200	436
2	760	3,627	– 200	476
3	810	3,627	– 170	485
4	860	3,628	– 100	462

Работа выполнена за счет гранта РНФ № 22-29-00188, <https://rscf.ru/project/22-29-00188/> «Разработка научных и технологических основ формирования монолитных СВС-композитов системы Cu-Ti-C-B с заданными функциональными свойствами» на оборудовании Центра коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук.

1. Merzhanov A.G. Theory of gasless combustion // Arch. Procesow Spalania. – 1974. – № 5. – P. 17-39.
2. Properties of Cu-based nanocomposites produced by mechanically - activated self - propagating high - temperature synthesis and spark - plasma sintering / J.S. Kim, D.V. Dudina, J.C. Kom, Y.S. Kwon, J.J. Park, C.K. Rhu // J. Nanosci. Nanotechnol. – 2010. Vol. 10(1) – P. 252–257. – DOI:10.1166/jnn.2010.1523.
3. Структура и свойства СВС-композита системы Cu-Ti-C-B / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Т.М. Быкова, Е.И. Сенаева // ФММ. – 2022. – Т. 123, № 1, – С. 47-54. – DOI:10.31857/S0015323022010107.
4. Role of ultra-fine intermetallic particles and martensite in strengthening of AISI 321/Cu/Ti laser welded joint / N.B. Pugacheva, A.M. Orishich, E.G. Volkova, A.V. Makarov, E.I. Senaeva, A.G. Malikov // Mater. Charact. – 2022. – Vol. 185. – 111702. – DOI:10.1016/j.matchar.2021.111702.

ВЛИЯНИЕ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ ХРОМ И БОР, НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 12Х18Н9Т

Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.

Новосибирский государственный технический университет (НГТУ-НЭТИ), Новосибирск

Современное машиностроение требует повышение эксплуатационных свойств материалов одновременно с понижением затрат. Хромоникелевая сталь 12Х18Н9Т является часто применяемым сплавом для производства обширной номенклатуры изделий. Высокая пластичность позволяет производить изделия сложной формы. Но данная сталь имеет низкие значения твердости и износостойкости поверхности, что ограничивает срок эксплуатации изделий в некоторых отраслях промышленности (например, нефтедобывающей). Повышение поверхностной прочности стали можно достичь созданием покрытий на основе высокопрочных частиц (например, карбиды, бориды). Кроме того, формирование покрытий является экономически выгодным решением, чем упрочнение всего объема детали.

Методом, позволяющим повысить износостойкость и твердость поверхности, является вневакуумная электронно-лучевая наплавка. Эта технология позволяет сформировать модифицированные, бездефектные слои, толщиной до нескольких миллиметров (см. рис.1а) [1]. В работе модификация поверхности производилась с применением порошковых композиций хрома и аморфного бора в концентрации 30/10, 20/20, 10/30 масс.%, соответственно. Концентрации компонентов подобраны таким образом, чтобы произошло формирование боридных структур, отличающихся высокой твердостью и износостойкостью [2]. Энергия электронного пучка составляла 1,4 МэВ, ток пучка электронов – 23 мА, удельная поверхностная энергия – 6,44 кДж/см².

Структура поверхностных слоев после модификации представлена на рисунке 1. При 10 масс.% Cr формируются бориды, состава Cr_2B (см.рис.1б). При увеличении концентрации хрома до 20 и 30 масс.%, происходит уменьшение объемной доли боридов с формированием дендритной структуры (твёрдый раствор хрома и бора в аустените). Бориды располагаются в междендритных областях.

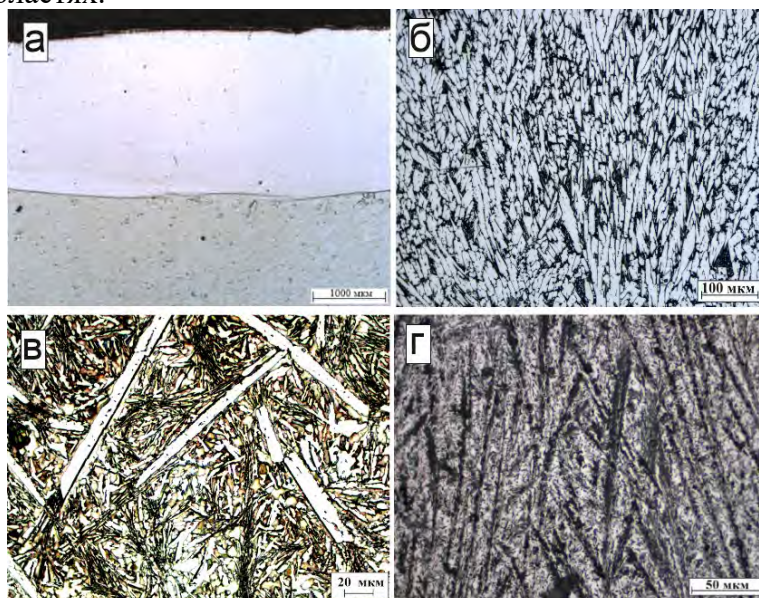


Рис.1. Наплавленный слой (а) и структура модифицированных слоев при концентрации хрома 10 масс.% (б), 20 масс.% (в), 30 масс.% (г)

Анализ микротвёрдости для сформированных слоёв (см.рис.2а) показал, что микротвёрдость материала, с преобладанием боридов в структуре, выше в 5 раз (1100 HV) чем микротвердость основного металла (сталь 12Х18Н9Т составляет 200 HV). При увеличении концентрации хрома до 20 и 30 масс.% повышение микротвердости происходит незначительно, в 2 и 1,5 раза, соответственно.

Оценка износостойкости при трении о закреплённые частицы абразива (см.рис.2б) показала, что формирование слоев с преобладающей объемной долей боридов позволяет повысить данный показатель в 4 раза относительно исходной неупрочненной стали 12X18H9T.

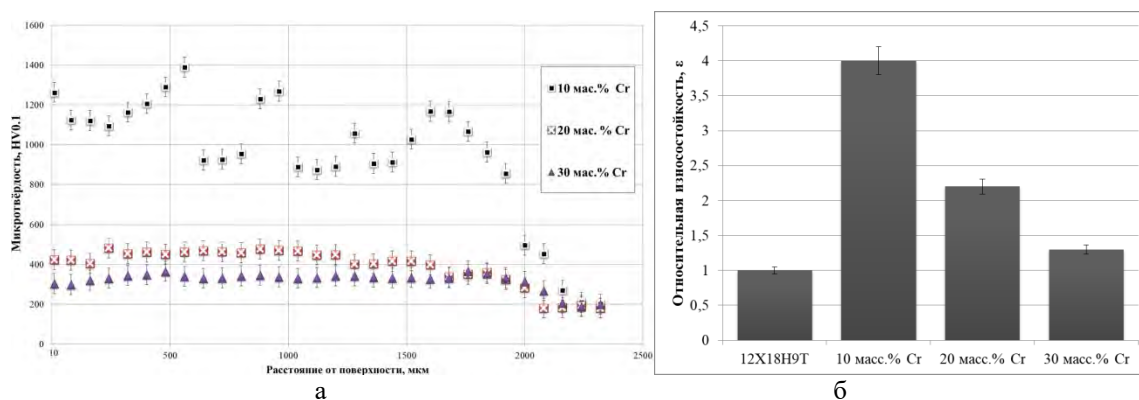


Рис. 2. Микротвердость (а) и относительная износостойкость (б) модифицированных слоев

По полученным результатам можно сделать вывод, что упрочнение поверхностных слоев стали методом вневакуумной электронно-лучевой обработки позволяет сформировать модифицированный слой, состоящий из высокопрочных боридов Cr_2B . Данные слои увеличивают микротвердость и износостойкость хромоникелевой стали в 5 и 4 раза, соответственно.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009).

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034, 075-15-2021-698).

1. Голковский М. Г. Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. Технологические возможности метода. / М. Г. Голковский. – Саарбрюккен : LAPLAMBERT Academic Publishing, 2013. – 317 с. – Текст : непосредственный.
2. Santana D. A. Wear-resistant boride reinforced steel coatings produced by non-vacuum electron beam cladding / D. A. Santana, G. Y. Koga, W. Wolf, I. A. Bataev, A. A. Ruktuev, C. Bolfarini, C. S. Kiminami, W. J. Botta, A. M. Jorge. – Direct text. // Jr. Surface & Coatings Technology. – 2020. – № 386. – P. 125466.

ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ МИКРОВОЛОКНА, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ZnO-Ag, С ВЫСОКОЙ АНТИБАКТЕРИАЛЬНОЙ АКТИВНОСТЬЮ

¹Речкунова А.О., ²Лернер М.И., ¹Хоробрая Е.Г.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Сегодня медицинская волокнистая целлюлоза широко используется для изготовления индивидуальных перевязочных материалов благодаря своей низкой стоимости, кровоостанавливающему эффекту, антиаллергенности и возможности многократного использования. Но у нее есть один недостаток: марля хорошо впитывает влагу, становясь благоприятной средой для питания и размножения микроорганизмов [1], что приводит к повторному повреждению и заражению заживающих тканей [2]. Для решения данной проблемы целлюлозные волокна обрабатывают различными агентами для придания материалу антимикробной активности. Однако из-за быстрого развития устойчивости микроорганизмов к такому материалу в качестве альтернативы все чаще рассматривают наночастицы оксидов металлов [3].

Перспективным материалом для модификации целлюлозных волокон является ZnO благодаря его высокой химической стабильности, фотоэлектронным свойствам, низкой токсичности и стоимости, что способствует его медицинскому применению. Также он обладает антибактериальными свойствами по отношению к микроорганизмам [4]. Однако, антимикробная активность ZnO значительно ниже активности стандартных антибиотиков и антисептиков. Легирование наночастиц ZnO является перспективным подходом для улучшения его антибактериальных свойств. Наиболее перспективной добавкой к наночастицам ZnO является серебро, которое обладает выраженными антимикробными и противовоспалительными свойствами и может не только предотвратить размножение бактериальных клеток, но и ускорить заживление ран. Контакт на границе раздела фаз ZnO/Ag позволит улучшить поглощение излучения видимого диапазона и генерировать большее количество активных форм кислорода. Сочетание этих двух антибактериальных компонентов может значительно повысить эффективность использования наночастиц для лечения ран.

В настоящей работе были получены наночастицы ZnO/Ag совместным электрическим взрывом цинковой и серебряной проволочек в кислородосодержащей атмосфере (Ag+15 % об. O₂). Полученные наночастицы были охарактеризованы методом просвечивающей электронной микроскопии, тепловой десорбции азота, дзета-потенциал НЧ определен по их электрофоретической подвижности. Установлено, что наночастицы имеют морфологию янус-наночастиц (рис. 1). Средний размер наночастиц составил 55 нм, дзета-потенциал – 22 мВ, удельная поверхность – 13 м²/г.

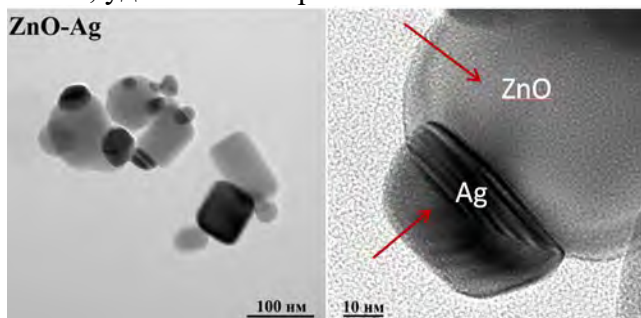


Рис. 1. ПЭМ изображение НЧ ZnO/Ag

Медицинскую волокнистую целлюлозу (Sionbiotext) модифицировали методом прямого погружения в суспензию наночастиц ZnO/Ag. Предварительно суспензию НЧ обрабатывали при помощи ультразвука в течение 15 минут. Модифицированный материал был охарактеризован методом сканирующей электронной микроскопии. На СЭМ-изображениях волокон до (рис. 2а) и после

(рис. 2б) модификации видно, что наночастицы ZnO/Ag равномерно распределены по поверхности волокна (рис.2).

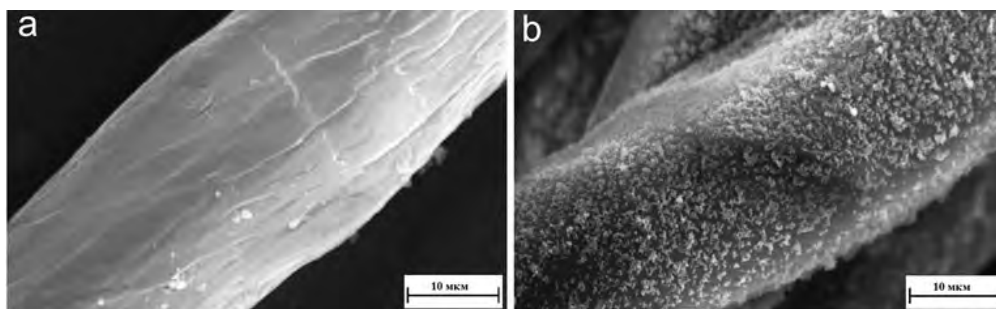


Рис. 2. СЭМ изображение марли до (a) и после (b) модификации НЧ ZnO/Ag

Антибактериальная активность материала до и после модификации была оценена с помощью метода AATCC 100: 2019 – Test Method for Antibacterial Finishes on Textile Materials в отношении бактерий *S. aureus* ATCC 25923. Оценка антимикробной активности образцов в отношении *S. aureus* показала, что марля, обработанная суспензией наночастиц ZnO/Ag на 100 % подавляет рост бактериальной культуры (рис. 3a) по сравнению с образцом марли без НЧ (рис. 3c).

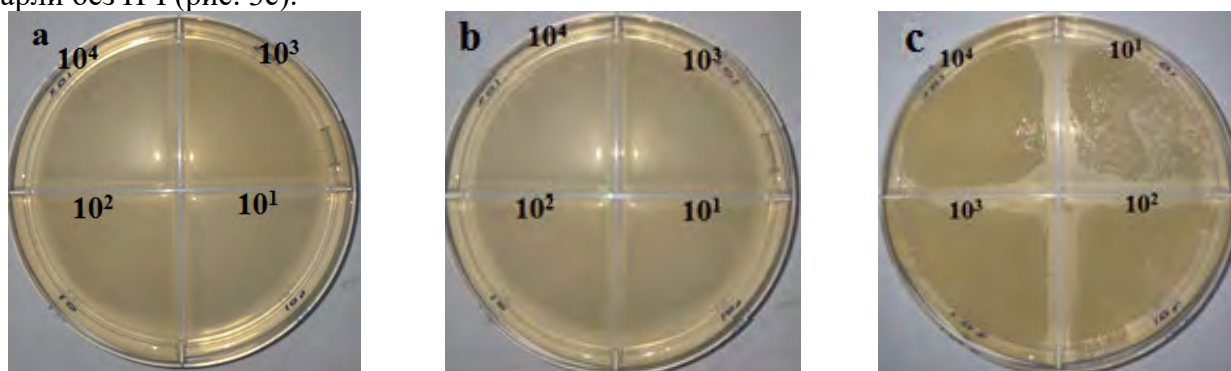


Рис. 3. Фотографии чашек Петри с бактериями *S. aureus*, выросшими после инкубирования на поверхности образцов марли, модифицированной НЧ до (a) и после 5 циклов стирки (b), марля без модификации (c)

Кроме того, была показана возможность многократного использования марли, модифицированной НЧ ZnO/Ag. После 5 циклов «стирки» антимикробная активность образцов сохраняется (рис. 3b).

Таким образом, полученный материал на основе наночастиц ZnO/Ag проявляет антибактериальные свойства по отношению к *S. aureus*. Кроме того, материал не утрачивает антибактериальный эффект даже после 5 циклов стирки, что говорит о возможности его применения в качестве повязок для лечения ран различной этиологии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0002.

1. Cotton decorated with Cu₂O-Ag and Cu₂O-Ag-AgBr NPs via an in-situ sacrificial template approach and their antibacterial efficiency / A. Errokh et al. // Colloids and Surfaces B: Biointerfaces. – 2021. – Vol. 200. – P. 111600.
2. Granados A., Pleixats R., Vallribera A. Recent advances on antimicrobial and anti-inflammatory cotton fabrics containing nanostructures // Molecules. – 2021. – Vol. 26, №. 10. – P. 3008.
3. Metals to combat antimicrobial resistance / A. Frei et al. // Nature Reviews Chemistry. – 2023. – P. 1-23.
4. Ali A., Phull A.-R., Zia M. Elemental zinc to zinc nanoparticles: is ZnO NPs crucial for life? Synthesis, toxicological, and environmental concerns // Nanotechnology Reviews. – 2018. – Vol. 7, №5. – P. 413–441.

СЭМ-СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ $\text{TiB}_2\text{--Ag}$

Романов Д.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

На поверхности катодной меди марки М00к получено покрытие системы $\text{TiB}_2\text{--Ag}$. Покрытие формировали последовательной трехстадийной обработкой. Сначала проводили электровзрывное напыление, затем электронно-пучковую обработку и азотирование на финишной стадии. Для исследования структуры покрытий использовали метод сканирующей электронной микроскопии. Данное покрытие предполагается использовать в разрывных электрических контактах. Разрывные контакты периодически коммутируют цепи электрического тока – производят их замыкание, размыкание, переключение. Для разрывных контактов характерна работа в сложных условиях замыкания и разрыва электрической цепи. При этом, как правило, возникает дуговой или искровой процесс, что ведет к постепенному разрушению материала контактных поверхностей. Разрывные контакты могут разрушаться в результате:

- коррозии, возникающей при химической реакции во время появления искры или дуги;
- эрозии, то есть переноса металла с контакта на контакт при прохождении электрического тока;
- износа, вызываемого своеобразием характера работы разрывных контактов, – ударами и трением одного контакта о другой.

Работа большого числа электрических приборов (реле, контакторов, выключателей) основана на использовании разрывных контактов. Серебро в настоящем исследовании выполняет роль электропроводного материала, диборид титана – тугоплавкой керамики.

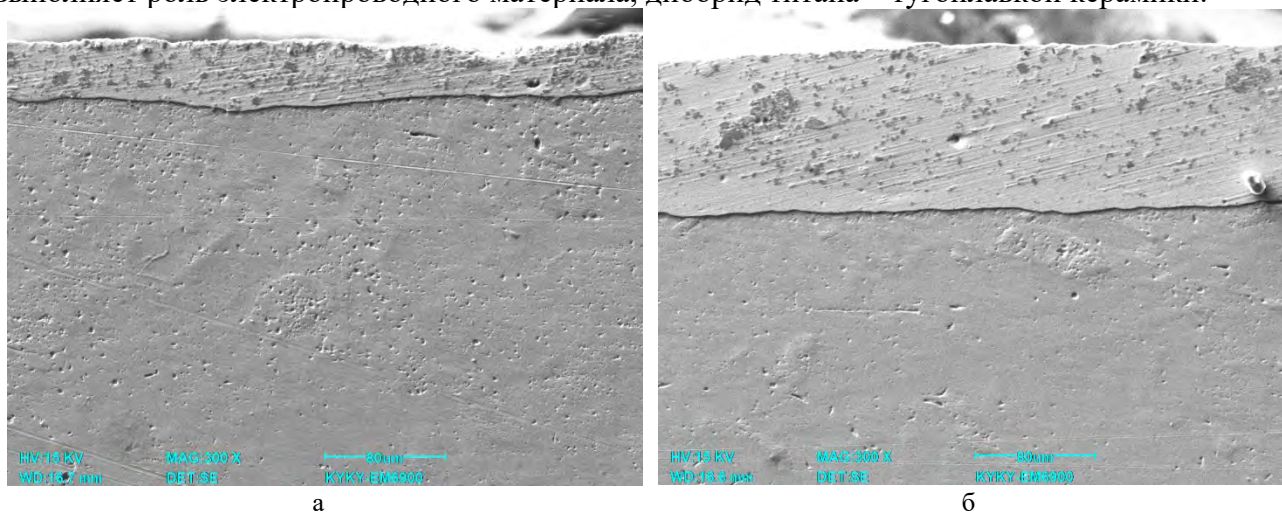


Рис. 1. Структура покрытия системы $\text{TiB}_2\text{--Ag}$, полученного методом электровзрывного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) демонстрирует однородность покрытия по толщине на протяженном участке покрытия. Изображение (б) демонстрирует типичный вид покрытия и подложки

Покрытие имеет толщину до 150 мкм (рисунок 1, а). Покрытие обладает мелкодисперсной структурой (рисунок 1, б). Мелкодисперсная структура обеспечивает лучшие механические и технологические свойства по сравнению с грубодисперсной. Способ электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования оказывает значительное влияние на структуру покрытия. По фазовому контрасту можно утверждать, что покрытие образовано светлой матрицей и серыми включениями (рисунок 1, б). Матрица образована серебром, включения – диборидом титана. Данное высказывание подтверждают результаты микрорентгеноспектрального анализа.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, <https://rscf.ru/project/22-79-10012/>».

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Рубцов В.Е., Гурьянов Д.А., Кобзев А.В., Черемнов А.М., Чумаевский А.В.,
Белобородов В.А., Соколов А.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы, обладающие высокими значениями пластичности, прочности и антикоррозионных свойств, широко применяют в автомобилестроении и аэрокосмической промышленности для изготовления крупногабаритных сварных и сборных конструкций самолетов и сферических баков для космических ракетных двигателей, выдерживающих высокие внутренние давления в широком диапазоне температур. Но для изготовления таких изделий используются сложные, многостадийные методы, что значительно увеличивает сроки и затраты на их производство. В последнее время широкое распространение получило проволочное аддитивное электронно-лучевое производство изделий из титановых сплавов, позволяющее изготавливать детали сложной геометрии. В зависимости от режимов, используемых при изготовлении, морфология структуры изделий может меняться, причем наиболее типичной для образцов является столбчатая структура с удлиненными зернами первичной β -фазы. В связи с этим для изделий характерна анизотропия механических свойств, что отрицательно влияет на их свойства. Избежать этого может помочь фрикционная перемешивающая обработка, метод локальной модификации поверхности, аналогичный сварке трением с перемешиванием, который используется для соединения разнородных материалов. Процесс обработки осуществляется путем нагрева и интенсивной пластической деформации, возникающей в результате адгезионного трения материала инструментом, внедряемым в поверхностный слой и проходящим продольно. Целью данной работы было исследование влияния фрикционной перемешивающей обработки на изменение структуры и свойств изделий из сплава ВТ6св, изготовленных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии.

Образцы были получены на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Образцы получали методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии, после чего производили фрикционную перемешивающую обработку инструментом с гладким коническим пином из никелевого жаропрочного сплава ЖС6У. Печать осуществляли из проволочного филамента сплава ВТ6св диаметром 1,6 мм при скорости печати 440 мм/мин, ускоряющем напряжении 30 кВ и силе тока 45 мА. Скорость вращения инструмента при обработке составляла 400 об/мин, усилие прижима к заготовке 38 кН, а скорость продольного перемещения 90 мм/мин. Обработку проводили на глубину 2,5 мм. После получения экспериментальных образцов производили исследования с использованием оптической, растровой электронной микроскопии, измерения микротвердости и энергодисперсионного анализа. Проведенные исследования показывают, что заготовки из титанового сплава ВТ6св, полученные аддитивным способом, имеющие крупнозернистую структуру, характеризуются значительной анизотропией структуры, обусловленной ростом вытянутых в наплавлении отвода тепла зерен при печати. При фрикционной перемешивающей обработке происходит образование мелкодисперсной структуры со средним размером зерна от 0,5 до 1,0 мкм в зависимости от области зоны перемешивания. Помимо округлых зерен α -фазы в зоне перемешивания имеются пластинки α - и α' -фазы. Зона термомеханического воздействия при фрикционной перемешивающей обработке сплава ВТ6св характеризуется областью с наноразмерными зернами α -фазы, имеющей четкую границу с основным металлом и зоной перемешивания. В результате применение фрикционной обработки позволяет повысить предел прочности материала образцов на 23–24 % при сохранении пластичности материала.

Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 22-29-20172.

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ СОСТАВА CoCrFeNiMn УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ CrB

Руктуев А.А., Юргин А.Б.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) это сплавы, по первоначальной концепции, состоящие из 5 и более элементов в эквиатомном или близком к эквиатомному соотношении. ВЭС рассматриваются как новый класс материалов, которые могут сочетать в себе высокие значения прочности, пластичности, вязкости разрушения и функциональных свойств, таких как коррозионная стойкость, жаростойкость и др. Однако, в настоящее время ведутся исследования по улучшению свойств ВЭС, за счет реализации механизмов, традиционно используемых для классических сплавов. К таким механизмам можно отнести упрочнение за счет образования твердых растворов внедрения [1], измельчения зерна [2], упрочнение за счет выделения дисперсных фаз или введения твердых, тугоплавких частиц для получения композиционных покрытий [3].

Следует отметить, что в состав ВЭС, как правило, входят дорогостоящие элементы, что повышает стоимость конечного сплава. Эффективным способом решения отмеченной проблемы является использование ВЭС в качестве функциональных покрытий для защиты более дешевых конструкционных материалов.

Целью данной работы являлось изучение структуры и свойств покрытий состава CoCrFeNiMn упрочненных частицами CrB полученных методом вневакуумной электроннолучевой наплавки.

Вневакуумная электронно-лучевая наплавка была реализована на экспериментальном стенде, на базе промышленного ускорителя электронов ЭЛВ-6 (ИЯФ СО РАН). Для формирования покрытий использовались порошки Co, Cr, Ni, Mn и CrB технической чистоты. Покрытия были сформированы из порошковых смесей с различным соотношением эквиатомной смеси металлических порошков CoCrNiMn к порошку CrB по массе (100:0, 95:5, 90:10, 80:20, 70:30).

Исследование микроструктуры покрытий позволило установить, что при введении 5 % CrB формируется доэвтектическая структура с пластинчатой эвтектикой в междендритном пространстве (рис. 1а). Введение 10 % CrB и более привело к формированию покрытий с заэвтектической структурой (рис. 1б). Структура представлена крупными первичными кристаллами и пластинчатой эвтектикой. Введение 20 % CrB и 30 % CrB привело к увеличению размера кристаллов первичных боридов и к смене морфологии формирующейся эвтектической составляющей (рис. 1в, г).

По результатам исследования фазового состава установлено, что во всех покрытиях формируется матрица на основе твердого раствора с ГЦК кристаллической решеткой. При содержании CrB 5 % и 10 % обнаружено формирование боридов $(Cr,Mn,Fe)_2B$ (ПГС Fddd). При концентрации CrB 20 и 30% в покрытиях обнаружены боридные фазы 3х типов: первичные бориды CrB (ПГС Cmcn) и $(Cr,Mn,Fe)_2B$, и эвтектические бориды $(Ni,Co,Mn)_2B$ (ПГС I4/mcm).

Увеличение доли упрочняющих частиц в составе порошковой насыпки приводит к повышению значений микротвердости покрытий. Микротвердость неупрочненного покрытия составила 192 ± 5 HV_{0,1}. Введение 5 %, 10 %, 20 % и 30 % CrB привело к повышению микротвердости до 263 ± 15 HV_{0,1}, 543 ± 59 HV_{0,1}, 762 ± 43 HV_{0,1} и 1141 ± 91 HV_{0,1} соответственно.

Износостойкость покрытий исследовалась в условиях сухого трения скольжения при схеме испытаний «шар-плоскость». В качестве контр тела использовался шарик диаметром 6,35 мм из сплава ВК-6. Увеличение доли упрочняющих частиц сопровождается незначительным снижением коэффициента трения (таблица 1).

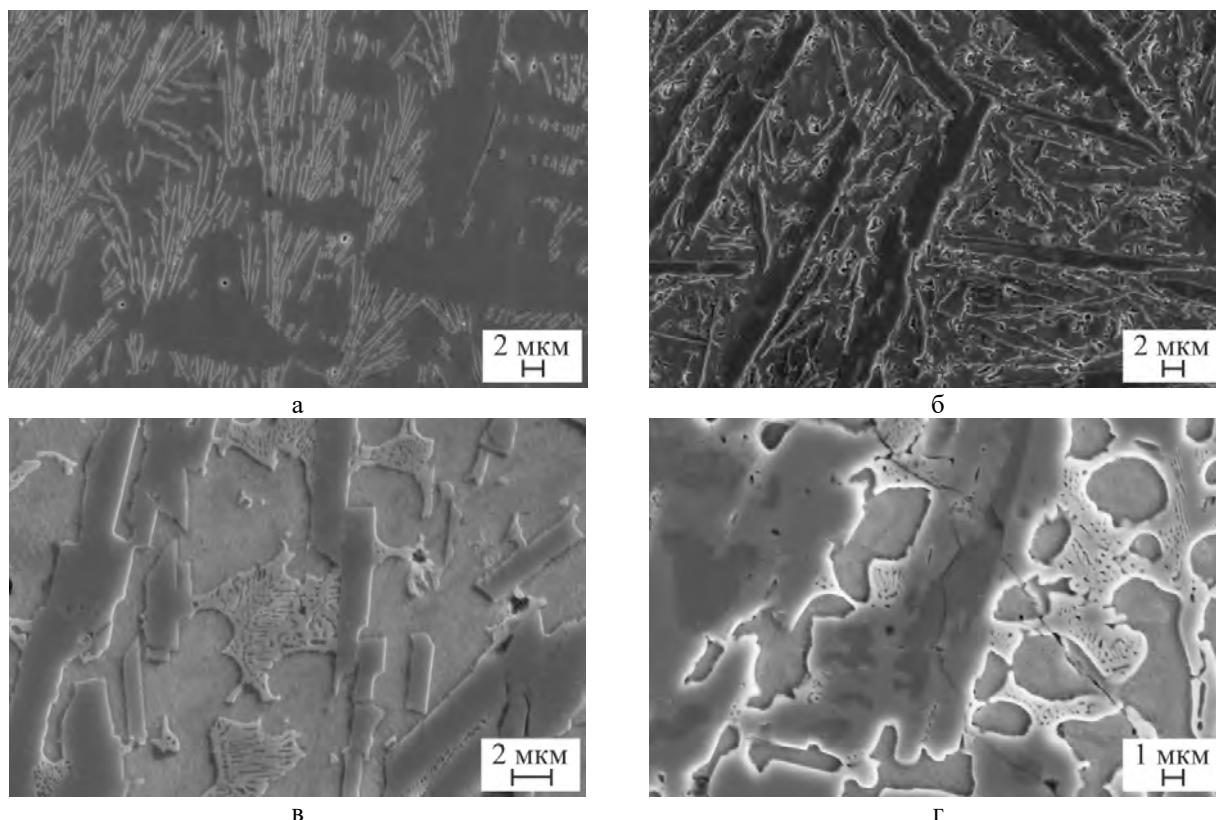


Рис. 1. Микроструктура покрытий с различным содержанием CrB: 5 % CrB (а), 10 % CrB (б), 20 % CrB (в), 30 % (г)

Не смотря на повышение значение микротвердости, снижение объема лунки износа обнаружено только при введении 20 % и 30 % упрочняющих частиц. Отмеченная особенность связана с адгезионно-абразивным механизмом изнашивания покрытий.

Таблица 1. Средние значения коэффициента трения и объема изношенного материала

Состав	Коэффициент трения	Среднее значение объема изношенного материала, мм ³
CoCrFeNiMn	0,71±0,22	0,61±0,1
CoCrFeNiMn:CrB 95:5	0,73±0,23	1,1±0,09
CoCrFeNiMn:CrB 90:10	0,68±0,22	0,77±0,08
CoCrFeNiMn:CrB 80:20	0,62±0,17	0,17±0,04
CoCrFeNiMn:CrB 70:30	0,57±0,15	0,1±0,04

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00189, <https://rscf.ru/project/22-79-00189>. Микроструктурные исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ)

1. A comparative study of a solid solution hardening in carbon-alloyed FeMnCrNiCo_{0.95}C_{0.05} high-entropy alloy subjected to different thermal-mechanical treatments / E. Astafurova, E. Melnikov, S. Astafurov, K. Reunova, M. Panchenko, V. Moskvina, I.Tumbusova // Mater. Lett. – 2021. – Vol. 285. – 129073. – DOI: 10.1016/j.matlet.2020.129073.
2. Generation of increased mechanical properties of Cantor highentropy alloy / V.E. Gromov, Y.A. Rubannikova, S.V. Kononov, K.A. Osintsev, S.V. Vorob'ev // Izv. Ferrous Metall. – 2021. – Vol. 64, iss. 8. – P. 599-605. – DOI: 10.17073/0368-0797-2021-8-599-605..
3. Synergistic strengthening of FeCrNiCo high entropy alloys via micro-TiC and nano-SiC particles / L. Shen, Y. Zhao, Y. Li, H. Wu, H. Zhu, Z. Xie // Mater. Today Commun. – 2021. – Vol. 26. – 101729. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2020.101729.

ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛС КОМПОЗИТА Al-40Sn

Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Акимов К.О., Дмитриев А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе системы Al-Sn широко используются в качестве антифрикционных материалов (ГОСТ 14113-78), и в перспективе могут заменить более дорогостоящие и тяжелые бронзовые подшипники скольжения [1-3]. Для решения этой задачи следует повысить прочность алюминиевого каркаса с сохранением в нём высокой концентрации олова. При получении сплавов литьём эта задача не решается, поскольку олово практически не растворяется в твёрдом алюминии и при кристаллизации расплава его атомы оттесняются на периферию растущих алюминиевых зерен, покрывая их тонкой прослойкой из мягкого металла. Образуемая оловянная сетка не удается избежать даже при высоких скоростях охлаждения расплава.

Известны попытки сохранить связанность алюминиевого каркаса, используя спекание, в процессе которого часть алюминиевых частиц остаётся твёрдыми и соединяются в непрерывный каркас. В этом случае сплав способен нести нагрузку при значительно большем количестве в нем олова, чем в литых сплавах, и было установлено, что максимальной износостойкостью обладает спечённый сплав Al-40Sn, с объёмной долей олова ~ 20 % [4]. К сожалению, олово при низких температурах плохо смачивает алюминий [5], и значительная его часть выдавливается из спекаемой прессы в период нагрева её до необходимой температуры спекания.

С учетом последнего обстоятельства, селективное лазерное сплавление (СЛС) смеси элементарных порошков может оказаться перспективным методом получения композитов Al-Sn, поскольку позволяет минимизировать время разогрева материала, когда сосуществуют жидкое олово и твёрдый алюминий. Кроме того, высокие скорости охлаждения образующегося на поверхности синтезируемого образца расплава способствуют формированию мелкодисперсной структуры, при наличии которой трибомеханические свойства синтезированных сплавов Al-Sn могут быть существенно улучшены [6, 7]. Ранее сплавы системы Al-Sn таким способом не получали, поэтому целью настоящей работы было исследование влияния мощности лазерного излучения на структуру и механические свойства сплава Al-40Sn, полученного путём СЛС смеси элементарных порошков Al и Sn.

Исследуемые сплавы получали с использованием смеси сферических порошков Al марки АСД-1 (ТУ 48-8-226-87) и Sn марки ПО 2 (ГОСТ 9723-73), взятых в пропорции 60/40 (масс.%). Из полученной смеси на 3D-принтере ONSINT AM150 в атмосфере проточного аргона особой чистоты были синтезированы образцы размером 10x10x10 мм. Толщина нанесённого за один проход слоя составляла $0,03 \pm 0,009$ мм. Коэффициент запаса подачи порошка был равен 1,3. Стратегия сканирования была линейной. Температура подложки, на которой выращивались образцы, составляла $120 \pm 5^\circ\text{C}$. Скорость сканирования луча лазера составляла 1200 мм/с, диаметр его пятна – 0,06 мм, а межтрековое расстояние составляло 0,09 мм. При переходе от образца к образцу менялась только мощность лазерного пучка (P), которая повышалась от 10 до 190 Вт, с шагом в 20 Вт.

Исследование структуры и элементного состава полученных образцов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO 50 (Zeiss, Германия). Используемые в работе 3D-принтер и микроскоп были предоставлены ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН. Микротвёрдость синтезированного материала измеряли в середине образца с помощью прибора ПМТ-3, при нагрузке на алмазный индентор 50 и 100 гс. Испытание материала на сжатие проводили на универсальной испытательной машине Instron-1185 при скорости осадки образцов 0,5 мм/мин. Пористость синтезированных образцов определялась методом гидростатического взвешивания их в воде.

Элементный анализ поверхности полученных образцов показал, что после СЛС концентрация в них Al и Sn близка к исходной, то есть, олово остаётся в расплавленном слое

и не теряется за счет выпотевания или испарения при высокой температуре. При расплавлении порошков покрывающие их оксидные пленки разрушались, и жидкие компоненты активно перемешивались. При этом скользящий луч лазера расплавлял не только нанесённый слой порошковой смеси Al-40Sn, но и расположенный под ним материал, оставляя за собой жидкую канавку шириной значительно больше диаметра пятна и глубиной значительно превышающей толщину наносимого порошкового слоя. На шлифе продольном вертикальной оси образца структура синтезированного материала представлена полуэллиптическими следами расплава (сегментами) с границами дугообразной формы, содержащими поры. Ряды сегментов образуют слои, отделённые пористыми границами. С увеличением мощности лазера размер сегментов мало меняется, но границы между ними размываются.

Внутренняя структура сегментов состоит из столбчатых кристаллов алюминия, декорированных оловянными включениями. При увеличении P размер ячеек кристаллов алюминия увеличиваются, как и толщина разделяющих их оловянных включений. При $P \geq 110$ Вт видимые границы между следами расплава практически исчезли, а однородность распределения компонентов расплава существенно улучшилась.

Установлено, что, не смотря на значительный перегрев ванны расплава, в синтезируемом материале присутствует остаточная пористость. Минимальное ее значение было при $P = 130$ Вт, при которой достигается наиболее однородное распределение структурных составляющих сплава, и составляло около 3 %. При этом максимальное значение микротвердости (420 МПа) было у сплава, полученного при мощности облучения 10 Вт, объём ванны расплава при котором был минимальным, а скорость охлаждения расплава максимальной. При $P = 30$ Вт микротвердость резко понижалась до 330 МПа и при более высоких энергиях синтеза практически не менялась. Механические испытания на сжатие показали, что пластичность полученных сплавов возрастает с увеличением мощности лазера до 130 Вт, а при дальнейшем увеличении P немного снижается.

Из работы можно сделать вывод, что метод СЛС пригоден не только для синтеза материалов из порошков сплава, но и из смеси элементарных порошков, таких как Al и Sn. В процессе СЛС алюминий и олово перемешиваются, образуя однородный материал с микротвёрдостью около 330 МПа. Для уменьшения остаточной пористости сплава Al-40Sn следует изменить параметры процесса печати, в первую очередь снизить скорость сканирования и уменьшить межтрековое расстояние.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006.

1. Mironov A.E., Gershman I.S., Gershman E.I. Influence of tin on the tribotechnical properties of complex antifriction aluminum alloys // J. Frict. Wear. – 2018. – Vol. 39. – P. 394–399. – DOI: 10.3103/S1068366618050100.
2. Effect of tin on the wear properties of spray formed Al-17Si alloy / D.M. Goudar, V.C. Srivastava, G.B. Rudrakshi, K. Raju, S.N. Ojha // Trans. Indian Inst. Met. – 2015. – Vol. 68. – P. 3–7. – DOI: 10.1007/s12666-015-0573-1.
3. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. – М.: Транспорт, 1974. – 256 с.
4. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Kolubaev E.A. Effect of equal channel angular pressing on mechanical and tribological properties of sintered Al-Sn composites // J. Mater. Eng. Perf. – 2020. – Vol. 29. – P. 1955–1963. – DOI: 10.1007/s11665-020-04704-1.
5. Политермы углов смачивания алюминия и алюминий-литиевого сплава расплавами на основе олова / Н.В. Далакова, К.М. Елекоева, А.З. Кашежев, А.Р. Манукянц, А.Д. Прохоренко, М.Х. Понежев, В.А. Созаев // Поверхн. рентген. синхротрон. нейтрон. исслед. – 2014. – № 4. – С. 60–63.
6. Селективное лазерное сплавление алюминиевых сплавов (обзор) / Н.В. Дынин, А.О. Иванова, Д.В. Хасиков, М.С. Оглодков // Труды ВИАМ. – 2017. – № 8. – P. 12–23. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-8-2-2.
7. Влияние параметров процесса селективного лазерного сплавления на структуру алюминиевого сплава системы Al-Si-Mg / Н.В. Дынин, А.В. Заводов, М.С. Оглодков, Д.В. Хасиков // Труды ВИАМ. – 2017. – № 10. – С. 3–14. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-1-1.

ВЛИЯНИЕ КОВКИ В ЗАКРЫТОМ ШТАМПЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al-5Fe-13Sn

Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Лихарев В.Е.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы системы Al-Sn используются при изготовлении подшипников скольжения по причине их высокой стойкости к схватыванию со стальным контртелом при сухом и граничном трении [1, 2]. Для повышения несущей способности и износостойкости сплавов в них добавляют частицы твёрдых фаз, хорошо смачиваемых и оловом и алюминием [3]. Этому условию лучше всего удовлетворяют алюминиды переходных металлов типа Al_3Fe , и одним из способов введения таких частиц является спекание смеси элементарных порошков, в ходе которого происходит синтез алюминидов. В результате, на месте порошков железа формируются агломераты из частиц Al_3Fe сцементированных оловом [4].

Для эффективного дисперсионного упрочнения композита такое неравномерное распределение твёрдых частиц по его объёму нежелательно, однако только спеканием не исправляется, поскольку олово в агломератах не замещается даже расплавом алюминия. При температуре ниже точки плавления олова механическое воздействие на композит также не приводит к существенному изменению формы агломератов, поскольку пластичная алюминиевая матрица обтекает их [5].

Целью настоящей работы является исследование влияния температуры деформации на структуру спечённого сплава атомного состава Al-5Fe-13Sn. Температураковки была выше точки плавления олова. Прессование осуществлялось в закрытом штампе по представленной на рис. 1 схеме. Испытываемая образцом за одну осадку деформация $\delta = 50\%$, число ковок $N = 2$. Структура композита исследовалась на шлифах параллельных и перпендикулярных направлению течения материала при ковке. Из прессованных заготовок вырезались образцы для испытаний на сжатие, при скорости перемещения траверсы 0,5 мм/мин.

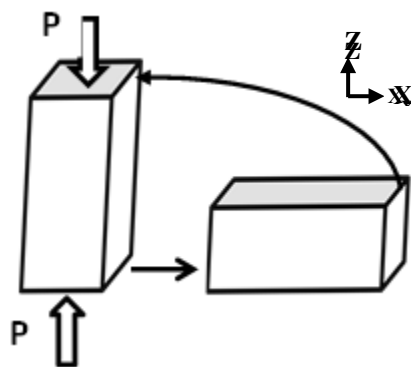


Рис. 1. Схема ковки в закрытом штампе с переменной осью осаживания

Особенности влияния обработки спечённого композита Al-5Fe-13Sn ковкой в закрытом штампе на его механические свойства приведены в таблице 1.

Таблица 1. Зависимость механических свойств композита Al-5Fe-13Sn (ат. %) от температуры двукратной ковки в закрытом штампе

Температура прессования, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
(спечённый)	45	97	>30
250	120	136	11
300	95	134	18
350	92	126	16

Из данных таблицы следует, что прессование в закрытом штампе с переменной осью осаживания существенно повышает прочность спечённого композита. Условный предел текучести материала повышается более чем в 2 раза, а максимальная прочность возрастает до

136 МПа. При этом пластичность композита остаётся высокой. Максимальную прочность композиту придаётковка при 250 °С, но пластичность материала при этом минимальна, по сравнению с образцами, откованными при более высоких температурах. Оптимальные механические свойства демонстрирует композит, подвергнутый ковке при 300 °С.

Исследование структуры откованных образцов показало, что высокая их прочность обусловлена в основном деформационным упрочнением алюминиевой матрицы, а также фрагментацией и утонением оловянных прослоек. Вклад изменения формы агломератов в прочность подвергнутых ковке образцов остаётся низким. Было также обнаружено, что размер частиц алюминидов в процессековки существенно уменьшился за счёт их фрагментации поверхностно-активным расплавом при высоком гидростатическом давлении. По результатам работы делается вывод, что для дальнейшего повышения механических свойств спечённого композита Al-5Fe-13Sn число прессований необходимо повысить с целью более существенного снижения плотности твёрдых частиц в агломератах.

Работа выполнена в рамках задания РНФ, проект № 23-29-00669.

1. Bushe N.A., Goryacheva I.G., Makhovskaya Y.Y. Effect of aluminum-alloy composition on self-lubrication of frictional surfaces // Wear. – 2003. – Vol. 254. – P. 1276–1280. – DOI: 10.1016/S0043-1648(03)00110-8.
2. Mironov A.E., Gershman I.S., Gershman E.I. Influence of tin on the tribotechnical properties of complex antifriction aluminum alloys // J. Frict. Wear. – 2018. – Vol. 39. – P. 394–399. – DOI: 10.3103/S1068366618050100.
3. Advanced aluminium composites and alloys / Edited by Leszek A. Dobrzański. – 2021. – 284 pp. – DOI: 10.5772/intechopen.87723.
4. Erdemir F., Canakci A., Varol T. Microstructural characterization and mechanical properties of functionally graded Al2024/SiC composites prepared by powder metallurgy techniques // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2015. – Vol. 25. – P. 3569–3577. – DOI: 10.1016/S1003-6326(15)63996-6.
5. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Special features of structure formation in a composite due to sintering a mixture of elementary powders of Al, Fe and Sn // Met. Sci. Heat Treat. – 2022. – Vol. 63. – P. 552–557. – DOI:10.1007/s11041-022-00727-8.
6. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Chumaevskii A.V. Effect of dry friction on the subsurface structure of a sintered Al-7Fe-38Sn composite material // Russ. Metall. – 2023. – № 4. – P. 138–143. – DOI: 10.1134/S0036029523040213.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д.
Кубанский государственный технологический университет, Краснодар

В настоящее время уже разработан ряд технологий формирования композитных слоистых материалов, включающих высокоэнтропийные слои и керамические износостойкие слои высокой твердости [1] с использованием многофункционального технологического комплекса. Разработанные технологии формирования поверхностных слоистых композитов используются, в основном, для повышения эксплуатационных свойств изделий [2]. Разработка слоистых поверхностных композитов с градиентом свойств исключительно актуальна для различных отраслей промышленности (нефтегазовой, аэрокосмической, машиностроения и др.). Учитывая, что материалы высокой твердости обладают пониженной вязкостью, возникает необходимость создавать слоистые градиентные структуры, обеспечивающие демпфирование и релаксацию напряжений. Функции релаксации напряжений в поверхностной композиции могут выполнить слои из высокоэнтропийных материалов [3, 4].

Целью настоящей работы является исследование структурных особенностей гибридных композитных материалов Hastelloy X(NiCrFeMo) – AlCoCrCuFeNi - cBNCoMo, содержащих высокоэнтропийный AlCoCrCuFeNi и керамические слои cBNCoMo, полученных методом HVOF с последующей высокотемпературной термомеханической обработкой в защитной атмосфере (среда аргона).

Высокотемпературная термомеханическая обработка слоев AlCoCrCuFeNi, cBNCoMo, композитных материалов Hastelloy X(NiCrFeMo) – AlCoCrCuFeNi - cBNCoMo, включала пластическое деформирование при высокой температуре и термическую обработку (отжиг). Поэтапное пластическое деформирование слоев AlCoCrCuFeNi, cBNCoMo, композитных гибридных материалов Hastelloy X(NiCrFeMo) – AlCoCrCuFeNi - cBNCoMo, осуществлялось с использованием трехроликового приспособления в защитной атмосфере (среда аргона) при температуре 1173K. После высокоэнергетической механообработки порошков AlCoCrCuFeNi, cBNCoMo их формирования с применением HVOF в среде аргона, последующей высокотемпературной термомеханической обработки, наблюдается снижение пористости слоев композитов до 1%, повышение адгезионной прочности до 162-183 МПа.

Размер зерна в слоях композитных материалов Hastelloy X – AlCoCrCuFeNi – cBNCoMo (рис.1,а), полученных HVOF с последующей термомеханической обработкой при высокой температуре в защитной атмосфере аргона, составил: AlCoCrCuFeNi - 75 до 123 нм (рис. 1,б); cBNCoMo - 92 до 136 нм (рис. 1,в). Толщина слоев гибридных композитных материалов Hastelloy X – AlCoCrCuFeNi - cBNCoMo, составила: AlCoCrCuFeNi – 1-1,3 мм; cBNCoMo – 0,5-0,7 мм. Данная толщина слоев композитов, является оптимальной с точки зрения механических свойств гибридных композитов.

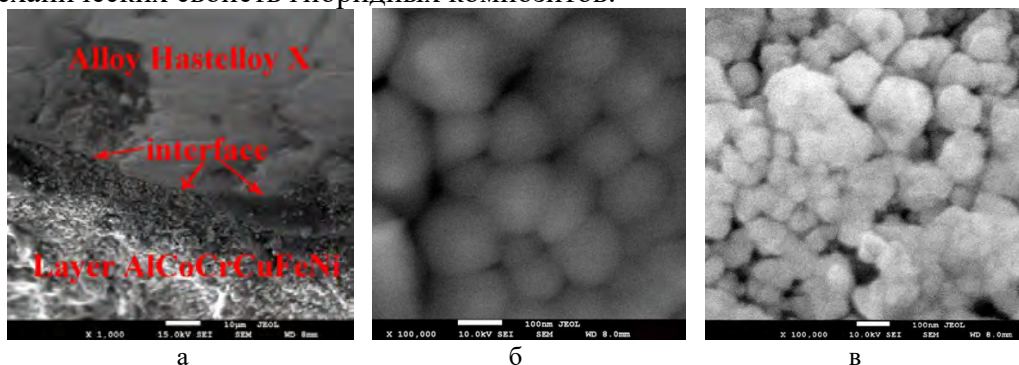


Рис. 1. Структура композита Hastelloy X(NiCrFeMo) – AlCoCrCuFeNi – cBNCoMo (а); структура слоя AlCoCrCuFeNi (б); структура слоя cBNCoMo (в)

Работа выполнена в рамках Российского Научного Фонда, проект 23-23-00074.

1. Rusinov P.O., Blednova Zh.M., Kurapov G.V. Functionally-oriented composite layered materials with martensitic transformations // *Surface Innovations*. – 2023. – Vol. 11. – I. 1-3. – P. 26–37. – DOI:10.1680/jsuin.21.00077.
2. High-entropy metal diborides: A new class of high-entropy materials and a new type of ultrahigh temperature ceramics / J. Gild, Y. Zhang, T. Harrington, S. Jiang, T. Hu, M. Quinn, W.M. Mellor, N. Zhou, K. Vecchio, J. Luo // *Scientific Reports*. – 2016. – Vol. 6. – P. 2–11. – DOI: 10.1038/srep37946.
3. Creep behaviour and microstructural evolution of Al_xCrMnFeCoNi high-entropy alloys / C. Cao, J. Xu, Y. Hao, W. Tong, L. Peng // *Materials Science and Technology*. – 2019. – Vol. 35. – I. 10. – P. 1283–1290. – DOI: 10.1080/02670836.2019.1619306.
4. Zhu C., Lu T. Deformation mechanism of a high-entropy alloy CoCrFeMnNi at intermediate high temperatures investigated by stress relaxation // *Materials Research Express*. – 2018. – Vol. 6. – I. 3. – 036531. – DOI: 10.1088/2053-1591/aaf7b6.

КОНТРОЛИРУЕМАЯ ТРИБОСИНТЕЗОМ FeWO_4 АДАПТАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ ПОКРЫТИЙ “WC-ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ”

¹Савченко Н.Л., ¹Севостьянова И.Н., ¹Воронцов А.В., ¹Москвичев Е.,

²Федин Е.А., ¹Тарасов С.Ю.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Изучено трибологическое поведение электронно-лучевых композиционных покрытий, полученных из смеси порошковой стали Р6М5 и WC, в контакте с контртелом из стали ШХ15. Структура покрытий представляла собой матрицу на основе $\gamma+\alpha'$ железа, армированную скелетообразными структурами из эвтектических карбидов. Получено одновременное снижение коэффициента трения и скорости изнашивания покрытий при увеличении скорости скольжения от 0,8 до 3,6 м/с. Это было связано с трибохимическим образованием FeWO_4 и Fe_2WO_6 при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с, что затем позволило сформироваться поверхностному механически смешанному слою, в состав которого помимо указанных вольфрамов железа, входили фрагменты карбидов и металлических частиц матрицы покрытия. Такая структура изношенной поверхности обеспечивала эффект твердой смазки, а также защищала нижележащие структуры покрытия от макроразрушения. Специфика такого механизма адаптации заключается в том, что он реализовывался при относительно низких скоростях скольжения, что соответствовало максимальной расчетной температуре вспышки около 290 °С. Обнаруженный механизм трибологической адаптации должен способствовать успешному применению электроннолучевых композиционных покрытий “WC-инструментальная сталь” в различных отраслях промышленности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

ЭФФЕКТ САМОСМАЗЫВАНИЯ ПРИ ТРЕНИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА WC-СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Утяганова В.Р., Москвичев Е., Тарасов С.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Высокоскоростное скольжение вызывает все больший интерес в трибологии в связи с изучением трибологических характеристик и поведения при трении новых композиционных материалов, особенно таких, которые способны демонстрировать механизмы трибохимической адаптации. Эти механизмы адаптации обычно связаны с образованием антифрикционных и/или противоизносных плёнок на поверхностях износа из компонентов материалов, используемых в трибологических испытаниях, а также активных элементов внешней среды, таких как кислород.

В настоящей работе предпринята попытка исследования механизма формирования многослойной структуры приповерхностной области металлокерамического композита WC-сталь Гадфильда после высокоскоростного скольжения по стальному диску в диапазоне скорости скольжения от 10 до 37 м/с с целью выяснения принципиальной роли процессов трибоокисления изнашиваемой поверхности в формировании триботехнических свойств большого семейства подобных W/Fe содержащих материалов. Показано, что максимальный антифрикционный эффект подобных композитов в условиях высокоскоростного скольжения имеет место при скорости 37 м/с, когда образуется значительное количество FeWO_4 , что обуславливает понижение коэффициента трения до $\sim 0,07$. Эффект трибологической адаптации обеспечивается трибохимическим образованием самовосстанавливающегося микрокомпозитного защитного слоя, состоящего из мелких фрагментов WC, сцементированных вязким, *in situ* синтезированным FeWO_4 .

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

АЛЮМИНИЕВЫЙ КОМПОЗИТ, АРМИРОВАННЫЙ ПРОДУКТАМИ РАЗЛОЖЕНИЯ ZrW_2O_8

¹Савченко Н.Л., ²Судариков А.В., ¹Чумаевский А.В., ¹Москвичев Е.Н., Княжев Е.О.,
³Губанов А.И., Колубаев Е.А., ¹Тарасов С.Ю.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

³*Институт неорганической химии имени А.В. Николаева СО РАН, Новосибирск*

Изучено трибологическое поведение электронно-лучевых композиционных покрытий, полученных из смеси порошковой стали Р6М5 и WC, в контакте с контртелом из стали ШХ15. Структура покрытий представляла собой матрицу на основе $\gamma + \alpha'$ железа, армированную скелетообразными структурами из эвтектических карбидов. Получено одновременное снижение коэффициента трения и скорости изнашивания покрытий при увеличении скорости скольжения от 0,8 до 3,6 м/с. Это было связано с трибохимическим образованием $FeWO_4$ и Fe_2WO_6 при скоростях скольжения 2,4 и 3,6 м/с, что затем позволило сформироваться поверхностному механически смешанному слою, в состав которого помимо указанных вольфрамов железа, входили фрагменты карбидов и металлических частиц матрицы покрытия. Такая структура изношенной поверхности обеспечивала эффект твердой смазки, а также защищала нижележащие структуры покрытия от макроразрушения. Специфика такого механизма адаптации заключается в том, что он реализовывался при относительно низких скоростях скольжения, что соответствовало максимальной расчетной температуре вспышки около 290 °С. Обнаруженный механизм трибологической адаптации должен способствовать успешному применению электроннолучевых композиционных покрытий “WC-инструментальная сталь” в различных отраслях промышленности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОТЕКУЧЕГО ФИДСТОКА НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В 3D ПЕЧАТИ

Сагун А.И., Торопков Н.Е., Лернер М.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Введение. 3D-печать является одной из самых перспективных технологий в области производства керамических изделий. Аддитивные технологии имеют ряд преимуществ, снимающих ограничения традиционных методов формования керамики. Во-первых, 3D печать керамикой позволяет производить изделия практически любой формы с достаточно высокой точностью. Во-вторых, 3D формование позволяет адаптировать и менять дизайн изделий без значительных трудозатрат. Традиционные методы ограничены использованием форм и пресс-форм, что требует длительного времени и ресурсов для изменения геометрической конфигурации изделий. С помощью 3D печати керамические изделия могут быть созданы непосредственно из цифровых моделей. Однако, аддитивные технологии имеют и свои недостатки. Основным ограничением является невозможность применения 3D печати в массовом производстве изделий из-за большой длительности самого процесса формования [1]. Таким образом аддитивные технологии являются актуальным направлением развития технологии керамики, позволяющей получать штучные изделия сложной геометрической формы.

Среди методов 3D печати одним из самых перспективных является FDM (Fused Deposition Modeling) [2]. Метод отличается простотой и относительной дешевизной используемого оборудования. Позволяет работать с разнообразными керамическими материалами, создавать сложные геометрические формы и внутренние полости, обладает высокой масштабируемостью и постоянно развивается благодаря новым исследованиям. Технология FDM печати использует термопластичные материалы с керамическим наполнителем и полимерным связующим, называемые фидстоками. После печати, изделие проходит процесс дебайндинга, в результате которого связующий материал частично или полностью удаляется. Полученный полуфабрикат затем спекается, образуя твердое керамическое тело. Одной из главных задач в разработке фидстоков является получение предельно наполненных керамо-полимерных композиций с оптимальными для печати реологическими свойствами. В работе предлагается использовать связующее на основе полиоловых полимеров и стеариновой кислоты для получения высокотекучего алюмооксидного фидстока.

Цель работы. Разработка высоконаполненного алюмооксидного фидстока с использованием связующего на основе полиоловых полимеров.

Методика проведения работы. В качестве сырьевых материалов использовались: Al_2O_3 (Almatis CT 1200 SG) и связующее на основе полиоловых полимеров, сополимера полиамида и стеариновой кислоты в соотношении 5:1:1. Смешение исходных материалов производилось в одношнековом экструдере при 160 °С. Оксид алюминия вводился в смесь порционно в три этапа. После смешения материал проходил четыре дополнительных экструзии при 140 °С для достижения максимальной гомогенности фидстока и дезагрегации агломератов частиц Al_2O_3 . Были приготовлены составы с содержанием Al_2O_3 – 50, 52, 54, 55, 56 и 58 % об. У полученных фидстоков был определен ПТР (показатель текучести расплава) на пластометре Zwick/Roell Cflow при нагрузке 5 кг и температуре 130 °С. Образцы в виде балочек были напечатаны на модифицированном 3D принтере с одношнековым экструдером. Печать производилась при температуре 140 °С. Растворный дебайндинг производился в ацетоне в течение 36 ч. Обжиг изделий проводился в электрической печи с мягким режимом нагрева до 500 °С. Конечная температура обжига – 1600 °С. Была определена линейная усадка спеченных образцов, потери при прокаливании. Предел прочности при трехточечном изгибе определялся на универсальной испытательной машине UTC 110M-100.

Результаты. Изменение ПТР фидстоков в зависимости от содержания твердого компонента представлено на рисунке 1. При увеличении количества твердого компонента

текучесть фидстоков закономерно уменьшается. Тренд уменьшения ПТР фидстоков имеет нелинейный характер. На графике наблюдается перелом в точке 54 % об. Он связан с появлением у фидстоков, содержащих более 54 % об. оксида алюминия тиксотропных свойств. Для дальнейших исследований был взят фидсток содержащий 54 % об. Al_2O_3 , так как он характеризуется относительно большим показателем текучести при относительно высоком содержании твердого компонента.

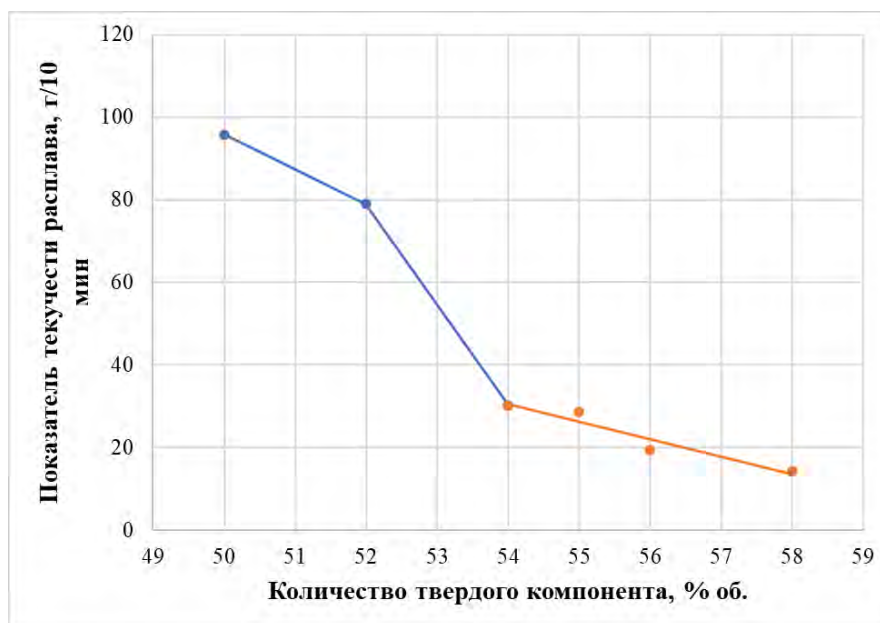


Рис. 1. Зависимость ПТР фидстока от содержания в нем оксида алюминия

В результате проведения растворного дебайндинга в течение 36 ч. масса образцов уменьшилась на 9,2 %. В ацетоне была растворена большая часть полиоловых полимеров и стеариновой кислоты. Оставшаяся часть связующего обеспечивает прочность «зеленых» изделий. При окончательном обжиге удаляется оставшаяся часть связки. Для термического удаления связующего без образования дефектов в теле изделия нагрев осуществлялся плавно с длительными выдержками при температурах 220, 300 и 400 °С. Линейная усадка обожженной керамики равна 16,2 %. Среднее значение предела прочности при статическом изгибе равно 177 МПа. Относительно низкое значение предела прочности может быть связано с образованием в теле дефектов, появившихся в процессе термического дебайндинга. Одним из решений является увеличение длительности растворного дебайндинга для уменьшения объема связующего, удаляющегося в процессе термической обработки.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ тема FWRW-2022-0002.

1. 3D printing of ceramics: A review / C. Zhangwei, L. Ziyong, L. Chengbo, L. Changshi, F. Yuelong, L. Changyong, L. Yang, Y. Pei Wang // J. Eur. Ceram. Soc. – 2019. – Vol. 39. – P. 661–687. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2018.11.013.
2. Additive Manufacturing of Ceramic-Based Materials / N. Travitzky, A. Bonet, B. Dermeik, T. Fey, I. Filbert-Demut, L. Schlier, T. Schlödt, P. Greil // Adv. Eng. Mater. – 2014. – Vol. 16. – P. 729–754. – DOI: 10.1002/adem.201400097.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Co/Ni НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CrMnFeCoNi

Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский
физико-технический институт, Томск*

На монокристаллах высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{40-x}\text{Ni}_x$ ($X=3$ и $5,5$) ат. % исследована вариация концентрации Co и Ni на развитие ГЦК-ГПУ мартенситного превращения (МП), температурную зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}$ и эффект памяти формы (ЭПФ) в $[\bar{1}44]$ ориентации при изобарической и изотермической деформации растяжением. Показано, что ГЦК-ГПУ МП развивается при охлаждении и нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой и характеризуется широким термическим гистерезисом $\Delta T_h=180\text{K}$.

Температурная зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ имеет вид характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. В $[\bar{1}44]$ кристаллах с концентрацией Ni 3 ат. % зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ сдвинута в область более высоких температур относительно кристаллов с концентрацией Ni 5,5 ат. % в результате повышения температуры M_s при уменьшении концентрации никеля от 5,5 до 3 ат. %. Минимальные напряжения $\sigma_{0.1}$ наблюдаются при температуре M_s . При $T < M_s$ имеет место первая низкотемпературная стадия, которая связана с термически-активируемым движением межфазных границ и введением термически индуцированного ГПУ-мартенсита под нагрузкой. На зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ при $T > M_s$ наблюдается близкий к линейному рост напряжений с увеличением температуры до 300 и 385K, соответственно для 5,5 и 3 ат. % концентрации Ni. Это вторая стадия, которая связана с развитием под нагрузкой ГЦК-ГПУ МП и описывается соотношением Клапейрона–Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{кр}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}. \quad (1)$$

Здесь ε_0 – деформация превращения, ΔS , ΔH – соответственно, энтропия и энтальпия для ГЦК-ГПУ МП, T_0 – температура химического равновесия фаз.

Впервые в $[\bar{1}44]$ -монокристаллах $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{40-x}\text{Ni}_x$ ($X=3$ и $5,5$) ат. % ВЭС с ГЦК-ГПУ МП, ориентированных для развития ГПУ-мартенсита в одной системе, реализован ЭПФ при изотермической и изобарической деформации, который зависит от температуры испытания и внешних напряжений. Максимальный ЭПФ величиной $12 \pm 0,2$ и $15,7 \pm 0,2\%$ получен, соответственно, для Ni=3 ат. % и Ni=5,5 ат. % в условиях изобарической деформации при внешнем растягивающем напряжении 160 МПа. Максимальное значение ЭПФ $15,7 \pm 0,2\%$ составляет 90% от теоретической величины деформации превращения 17,5% для ГЦК–ГПУ МП для $[\bar{1}44]$ ориентации при растяжении. В условиях изотермической деформации ЭПФ составил $12,6 \pm 0,2\%$ для обеих концентраций.

Показано, что получению большого ЭПФ способствуют увеличение уровня напряжений при температуре M_d при твердорастворном упрочнении атомами в равных или близких атомных концентрациях в ВЭС, развитие МП в одной системе, ближний порядок, который затрудняет активацию вторичных систем и уменьшает толщину пластин ГПУ-мартенсита, а так же увеличение расщепления полных $a/2\langle 110 \rangle$ дислокаций на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ в поле внешних напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00016.

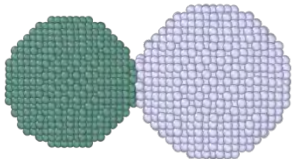
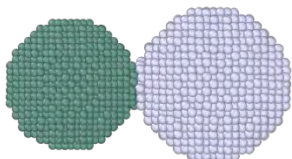
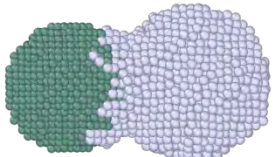
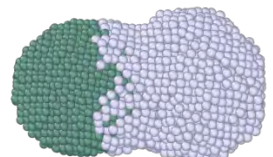
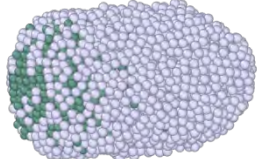
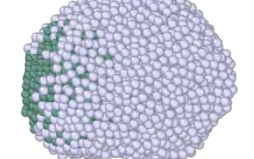
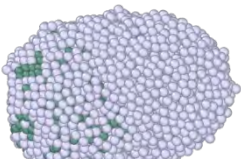
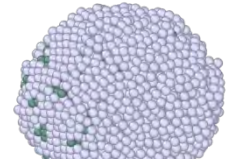
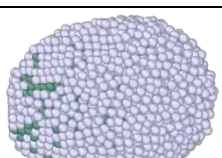
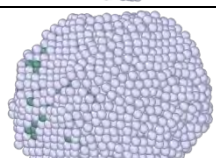
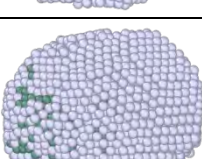
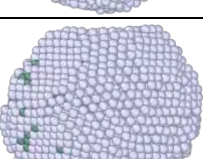
КОАЛЕСЦЕНЦИЯ КАК СПОСОБ СИНТЕЗА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ

Сдобняков Н.Ю., Богданов С.С., Савина К.Г., Полев О.В., Колосов А.Ю.

Тверской государственный университет, Тверь

С научной и прикладной точек зрения интерес представляют как наноструктуры с разделенными (сегрегированными) компонентами, включая наноструктуры ядро-оболочка и Янус-структуры, так и однородные (однофазные), в некотором приближении, наночастицы. Одним из способов получения, отмеченных выше систем, может быть коалесценция [1-5]. Вместе с тем, применение методов компьютерного моделирования позволяет прогнозировать как оптимальные условия для формирования вышеперечисленных типов конфигураций, так и выявлять специфические особенности поведения, что может быть затруднительным технологически при проведении экспериментальных исследований.

Таблица 1. Сравнение эволюции систем сферических биметаллических наночастиц Ni-Al в процессе плавления и последующей кристаллизации: серым цветом показаны атомы алюминия, темно-зеленым цветом – никеля

Т, К	Метод МК	Метод МД
300		
700		
1000		
900		
700		
300		

В данной работе описана эволюция процесса коалесценции в процессе нагревания и последующего процесса структурообразования в процессе охлаждения для биметаллических наночастиц Ni-Al. Начальная конфигурация представляла собой монометаллические наночастицы (расстояние между наночастицами составляло 0,0 нм), состоящие из N=2500 атомов каждая. В процессе коалесценции синтезировались наносистемы, содержащие N=5000 атомов, изучение конечных конфигураций которых и было целью настоящего

исследования. Параметры потенциала сильной связи взяты из [6], перекрестные параметры найдены по правилу Лоренца-Бертло. В таблице 1 приведены мгновенные конфигурации, отвечающие различным температурам и качественно дающие возможность проследить эволюцию структуры (как по распределению компонент – закономерности перемещения атомов, так и по составу фаз в конечной конфигурации) сферических биметаллических частиц Ni-Al в процессе нагревания, последующего процесса коалесценции и охлаждения.

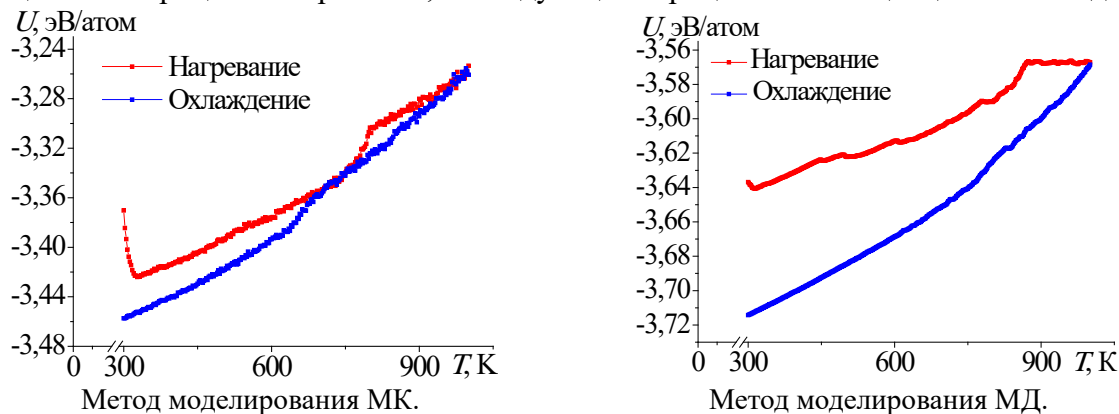


Рис. 1. Типичные калорические зависимости удельной внутренней энергии для биметаллической наносистемы Ni-Al в процессе нагревания (красная кривая) и охлаждения (синяя кривая)

На рис. 1 для методов МД и МК построены калорические зависимости удельной внутренней энергии наносистемы Ni-Al. Фазовые переходы, отвечающие плавлению и кристаллизации алюминия, более четко фиксируются при использовании метода МК, но при этом количественно диапазоны начала и конца плавления и кристаллизации находятся в удовлетворительном согласии. Фиксируемая особенность при нагревании методом МД при температурах порядка 1000 К, по-видимому, связана с более высокой скоростью сегрегации и одновременным стремлением наночастицы принять сферическую форму за счет перемещения жидкой оболочки, состоящей из атомов алюминия. Отметим также, что нами наблюдаются и определенные различия при сравнительном анализе результатов на отдельных этапах коалесценции, полученных с помощью МК и МД методов. Кроме того, вид типичных калорических кривых имеет также свои особенности (некоторые различия в температурах фазовых переходов, отвечающих плавлению и кристаллизации атомов алюминия в наносистеме Ni-Al, что может быть связано с различием в структурной эволюции системы, включая процесс поверхностной сегрегации за счет взаимной диффузии атомов). Результаты моделирования процесса коалесценции биметаллических наночастиц Ni-Al двумя альтернативными методами показывают, что после процесса формирования манжеты, в которой происходит смешение компонентов, эволюция системы может приводить к формированию наночастицы со структурой ядро-оболочка.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2023-0006).

1. Моделирование процессов коалесценции и спекания в моно- и биметаллических наносистемах. Монография / Н.Ю. Сдобняков, А.Ю. Колосов, С.С. Богданов. – Тверь: Изд-во ТвГУ, 2021. – 168 с.
- 2 Estimation of the dihedral angle between metal nanoparticles during their coalescence / A.Yu. Kolosov, D.N. Sokolov, N.Yu. Sdobnyakov et al. // J. Nano- Electronic Phys. – 2017. – Vol. 9, № 5. – P. 05042-1 - 05042-4.
3. О закономерностях формирования моно- и биметаллических наночастиц в процессе коалесценции / А.Ю. Колосов, В.С. Мясниченко, С.С. Богданов и др. // Физ.-хим. асп. изучения класт., наностр. и наномат.– 2018. – Вып. 10. – С. 359-367. – DOI: 10.26456/pcascnn/2018.10.359.
4. Crystallinity dynamics of gold nanoparticles during sintering or coalescence / E. Goudeli, S.E. Pratsinis // AIChE J.– 2016. – Vol. 62, I. 2. – P. 589-598. – DOI: 10.1002/aic.15125.
5. Computational modeling of nanoparticle coalescence / P. Grammatikopoulos, M. Sowwan, J. Kioseoglou // Adv. Theory Simul. – 2019. – Vol. 2, I. 6. – P. 1900013-1-1900013-26. – DOI: 10.1002/adts.201900013.
6. Tight-binding potentials for transition metals and alloys / F. Cleri, V. Rosato // Phys. Rev. B. – 1993. – V. 48, I. 1. – P. 22-33. – DOI: 10.1103/PhysRevB.48.22.

КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН В НАНОЧАСТИЦАХ Ni-Al В ПРОЦЕССЕ ИЗБИРАТЕЛЬНОЙ КОРРОЗИИ

¹Сдобняков Н.Ю., ¹Савина К.Г., ¹Григорьев Р.Е., ¹Соколов Д.Н., ¹Мясниченко В.С.,
¹Колосов А.Ю., ^{2,3}Романовский В.И.

¹Тверской государственный университет, Тверь

²University of Virginia, Charlottesville, USA

³Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва

Избирательная коррозия уже находит применение как метод получения структурированных бинарных и многокомпонентных металлических наночастиц [1, 2]. При таком процессе один из металлов, например, менее благородный, выборочно удаляется из сплава, в то время как атомы более благородного металла диффундируют и реорганизуются в определенную структуру, например пористую структуру или структуру ядро-оболочка. Обычно избирательная коррозия обеспечивается электрохимическим способом [3, 4].

В наших предыдущих работах [5-7] процесс избирательной коррозии моделировался с использованием альтернативных методов – методом молекулярной динамики (МД) и методом Монте-Карло (МК). В качестве объектов исследования в данной работе использовались бинарные наночастицы Ni-Al эквиатомного состава с общим количеством атомов 3000. В процессе, моделирующем избирательную коррозию, постепенно удалялись атомы Ni или Al до тех пор, пока не было удалено 1200 атомов. Для удаления на каждом шаге итеративного процесса выбирался один атом с наименьшим по модулю значением потенциальной энергии, которая затем пересчитывалась по всем атомам. Под условие наименьшей энергии связи, как правило, подпадал атом алюминия. После завершения процесса удаления атомов производилась релаксация наночастиц. В качестве межатомного потенциала использовался потенциал сильной связи, параметры которого для монометаллических частиц приведены в [8], перекрестные параметры находились с использованием правила Лоренцо-Бертло (см. таблицу 1).

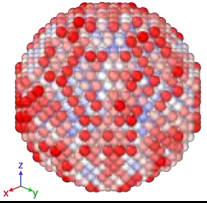

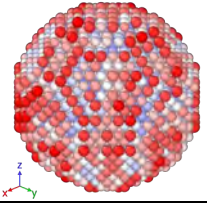
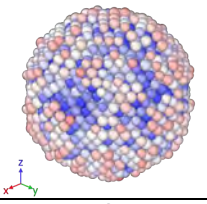
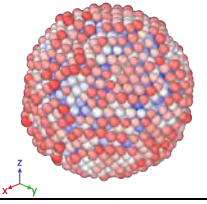
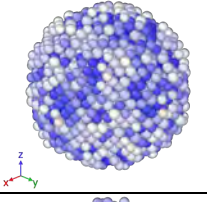
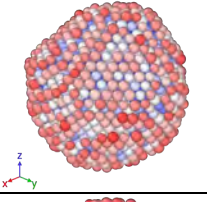
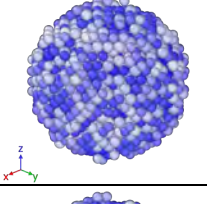
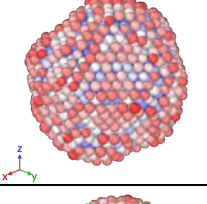
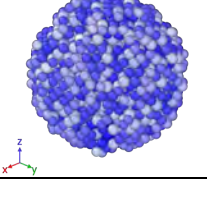
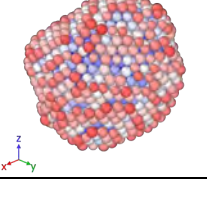
Таблица 1. Параметры потенциала сильной связи

Металл	A , эВ	ζ , эВ	p	q	r_0 , Å
Ni	0,0376	1,070	16,9988	1,189	2,4918
Al	0,1221	1,316	8,612	2,516	2,8634
Ni-Al	0,06785	1,18665	12,8053	1,8525	2,6776

Для исследования структурных превращений и стабильности бинарных наночастиц Ni-Al использовался энергетический спектр, визуализированный в ПО [9] (см. таблицу 2). Контролируя размер, состав, структуру и степень химического упорядочения (степень смешения или сегрегации составляющих металлов), можно регулировать физико-химическими свойствами этих новых материалов, представляющих интерес с точки зрения конкретных промышленных применений.

Таким образом, два отличающихся друг от друга алгоритма компьютерного моделирования воспроизводят процесс избирательной коррозии в бинарных наночастицах Ni-Al. Получены некоторые интересные, на наш взгляд, результаты, проясняющие закономерности указанного процесса. Процесс избирательной коррозии приводит к образованию пористой структуры. По мере удаления атомов возрастает степень дефектности частицы, которая в целом приобретает поверхностную структуру, отличную от структуры наночастиц того же размера, не подвергавшихся избирательной коррозии. По-видимому, именно этот фактор приводит к пористости более крупных частиц при избирательной коррозии в условиях лабораторного эксперимента. При использовании наночастиц в качестве катализаторов, пористость может выступать в качестве желательного результата, т.е. избирательная коррозия может быть рекомендована как способ получения бинарных пористых наночастиц с поверхностным слоем, обогащенным одним из металлов.

Таблица 2. Сравнение энергетического спектра конфигураций, полученных при моделировании альтернативными методами МД и МК, процесса избирательной коррозии в бинарной наносистеме Ni-Al

Удалено атомов	Метод Монте-Карло	Диапазон потенциальной энергии, эВ/атом	Метод молекулярной динамики
0		 <p>-2,4462</p> <p>-4,21041</p>	
300			
600			
900			
1200			

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2023-0006).

1. Kinetics and morphological evolution of liquid metal dealloying / I. McCue, B. Gaskey, P.-A. Geslin et al. // Acta Mater. – 2016. – Vol. 115. – P. 10-23. – DOI: 10.1016/j.actamat.2016.05.032.
2. Facile synthesis of metal and alloy nanoparticles by ultrasound-assisted dealloying of metallic glasses / Y.-Y. Zhao, F. Qian, W. Shen et al. // J. Mat. Sci. Tech. – 2021. – Vol. 82. – P. 144-152. – DOI: 10.1016/j.jmst.2021.01.016.
3. Dealloying of noble-metal alloy nanoparticles / X. Li, Q. Chen, I. McCue et al. // Nano Lett. – 2014. Vol. 14. – I. 5. – P. 2569-2577. – DOI: 10.1021/nl500377g.
4. Electrochemical corrosion of thin ferromagnetic Fe-N films in neutral solution / S.S. Maklakov, S.A. Maklakov, A.S. Naboko et al. // Russ. Chem. Bull. – 2017. – Vol. 66. – P. 457-462. – DOI: 10.1007/s11172-017-1754-3.
5. Computer simulation of dealloying in Cu-Pt nanoparticles / N.Yu. Sdobnyakov, V.M. Samsonov, A.Yu. Kolosov et al. // J. Phys.: Conf. Series. – 2020. – Vol. 1658. – Art. № 012048. – 6 p. – DOI: 10.1088/1742-6596/1658/1/012048.
6. Компьютерные модели процесса избирательной коррозии бинарных металлических наночастиц / В.С. Мясниченко, В.М. Самсонов, Н.Ю. Сдобняков и др. // Физ.-хим. асп. изучения класт., наностр. и наномат. – 2019. – Вып. 11. – С. 487-499. – DOI: 10.26456/pcascnn/2019.11.487.
7. Dealloying in Pt-based nanoalloys as a way to synthesize bimetallic nanoparticles: Atomistic simulations / K. Savina, R. Grigoryev, V. Myasnichenko et al. // Nano-Struct. Nano-Objects. – 2023. – Vol. 34. – Art. no. 100977. – 7 p. – DOI: 10.1016/j.nanoso.2023.100977.
8. Tight-binding potentials for transition metals and alloys / F. Cleri, V. Rosato // Phys. Rev. B. – 1993. – Vol. 48. – I. 1. – P. 22-33. – DOI: 10.1103/PhysRevB.48.22.
9. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the open visualization tool / A. Stukowski // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. – 2010. – Vol. 18. – I. 1. – P. 015012-1-015012-7. – DOI: 10.1088/0965-0393/18/1/015012.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ

Севостьянова И.Н., Хань Лян, Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Высокотемпературная керамика на основе диборида циркония находит широкое применение в качестве огнеупорной ультравысокотемпературной керамики работающей при температурах выше 2000 °С в экстремальных условиях окружающей среды [1]. В то же время недостатком керамических материалов на основе диборида циркония является отсутствие пластической деформации, низкая вязкость разрушения, низкая электропроводность, низкая инструментальная обрабатываемость деталей [2]. Для увеличения трещиностойкости большой интерес представляет введение в многофазную композитную керамику низкомодульных компонентов, таких как гексагональный нитрид бора (*h*-BN), а так же высокомодульных многостенных углеродных нанотрубок (MWCNTs) [3, 4]. Введение в состав керамической матрицы низко- и высокомодульных соединений является перспективным методом увеличения сопротивления распространению трещин. В этом случае повышение вязкости разрушения керамики на основе диборида циркония возможно за счет реализации механизма Кука-Гордона: торможение трещин на относительно слабых интерфейсах, что будет препятствовать катастрофическому хрупкому разрушению таких материалов при эксплуатации.

Данная работа посвящена исследованию влияния низкомодульных включений гексагонального нитрида бора (*h*-BN) и/или высокомодульных включений многостенных углеродных нанотрубок (MWCNTs) структуру и свойства многофазных керамических композиционных материалов ZrB_2-SiC и $ZrB_2-SiC-ZrC$.

Для получения экспериментальных образцов порошковые смеси предварительно мехактивировали в планетарной мельнице типа АГО в среде аргона. Порошковые смеси помещали в графитовую прессформу. Горячее прессование порошковых смесей проводили в индукционной печи в инертной атмосфере при температуре 1900 °С при давлении 20 МПа и изотермической выдержке 15 минут.

Было получено две группы образцов ZrB_2-SiC и $ZrB_2-SiC-ZrC$, в которые вводили как вместе, так и раздельно 5 об.% *h*-BN и MWCNTs. Составы и условное обозначение полученных многофазных композиционных керамик приведены в таблице 1.

Таблица 1. Составы и условное обозначение многофазных композиционных керамик

№	Состав	Условное обозначение	Компоненты об.%				
			ZrB_2	ZrC	SiC	<i>h</i> -BN	MWCNT
1	ZrB_2-SiC	ZS	85	-	15	-	-
1-1	$ZrB_2-SiC-h-BN$	ZSB5	80,8	-	14,2	5	-
1-2	$ZrB_2-SiC-MWCNTs$	ZSC1	84,2	-	14,8	-	-
1-3	$ZrB_2-SiC-h-BN-MWCNTs$	ZSB5C1	79,9	-	14,1	5	-
2	$ZrB_2-SiC-ZrC$	ZZS	42,5	42,5	15	-	-
2-1	$ZrB_2-SiC-ZrC-h-BN$	ZZSB5	40,3	40,4	14,3	5	-
2-2	$ZrB_2-SiC-ZrC-MWCNTs$	ZZSC1	42,1	42,1	14,8	-	1
2-3	$ZrB_2-SiC-ZrC-h-BN-MWCNTs$	ZZSB5C1	39,95	39,95	14,1	5	1

Анализ микроструктуры керамических композиционных материалов показал, что зерна карбида кремния и карбида циркония равномерно распределены в матрице диборида циркония. В структуре так же наблюдаются отдельно расположенные зерна нитрида кремния. При введении в состав матрицы *h*-BN и/или MWCNTs средний размер зерна многофазных керамических композиционных материалов увеличился с 5 до 6,7 мкм. При этом введение гексагонального нитрида бора и многостенных углеродных нанотрубок привело к незначительному увеличению пористости композитов с $2\pm 1\%$ в композитах ZrB_2-SiC до $5\pm 1\%$ в композитах $ZrB_2-ZrC-SiC-h-BN-MWCNTs$. Поры наблюдаются

преимущественно по границам фаз сопряженных с низко- и высокомодульными включениями.

При исследовании фазового состава композиционных материалов методом рентгенофазового анализа на дифрактограммах идентифицируются рефлексы только тех соединений, которые были заложены в исходные смеси. Этот факт свидетельствует о том, что в процессе получения многофазных керамических композиционных материалов не происходит химического взаимодействия между фазами ZrB_2 , SiC, ZrC и h -BN и MWCNTs. Рассчитанный по формуле Селякова–Шеррера [5] размер областей когерентного рассеяния (ОКР) в дибориде циркония увеличивается при введении в состав композитной керамики h -BN и/или MWCNTs с 42 до 55 ± 5 нм. При этом размер ОКР в карбиде кремния и в карбиде циркония не изменялся.

При введении добавок h -BN и MWCNT в композиционные материалы ZrB_2 –SiC и ZrB_2 –SiC–ZrC значения твердости по Виккерсу снижаются с $14,62 \pm 1,6$ до $12 \pm 0,2$ ГПа и с $16,08 \pm 1,3$ до $12 \pm 1,8$ ГПа соответственно. Причиной снижения твердости при введении низко- или высокомодульных добавок в состав композиционных материалов может являться увеличение пористости образцов. В то же время при наноиндентировании пирамидой Берковича с нагрузкой 50 мН значения нанотвердости увеличивалось при введении в состав керамик низко и высокомодульных включений с $19,3 \pm 2$ ГПа до $28,2 \pm 2,6$ ГПа в керамике на основе ZrB_2 –SiC и с $19,3 \pm 2,5$ ГПа до $28,9 \pm 3,3$ ГПа в керамике на основе ZrB_2 –SiC–ZrC. Максимальные значения нанотвердости были достигнуты в композитах 1-3 и 2-3 (таблица 1), в которых гексагональный нитрид бора и многостенные углеродные нанотрубки были введены в состав композитов одновременно.

Вязкость разрушения (KIc), измеренная методом V-образного надреза (в соответствии со стандартом ISO 23146:2012) в композите ZrB_2 –SiC составила $5,8 \pm 1,5$ МПа·м^{1/2}. Введение в состав композита MWCNTs и h -BN приводит к повышению KIc до значений $10,6 \pm 1,5$ и $11 \pm 1,5$ МПа·м^{1/2} соответственно. Максимальные значения KIc достигнуты в композите 1-3 (таблица 1), в котором MWCNTs и h -BN присутствуют одновременно. В многофазных композитах второй группы, максимальная вязкость разрушения $KIc = 10,3$ МПа·м^{1/2} достигнута в композиционном материале ZrB_2 –SiC–ZrC– h -BN.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Review on ultra-high temperature boride ceramics / B.R. Golla, A. Mukhopadhyay, B. Basu, S. K. Thimmappa // Progress in Mater. Sci. – 2020 – Vol. 111. – P. 100651. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2020.100651.
2. Refractory diborides of zirconium and hafnium / W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, I. G. Talmy, J. A. Zaykoski // J. Am. Ceram. Soc. – 2007. – Vol. 90, №. 5. – P. 1347-1364.
3. Shabalin I.L., Tomkinson D.M., Shabalin L.I. High-temperature hot-pressing of titanium carbide–graphite hetero-modulus ceramics // J. Eur. Ceram. Soc. – 2007. – Vol. 27, No. 5. – P. 2171-2181.
4. Increasing fracture toughness of zirconia-based composites as a synergistic effect of the introducing different inclusions / A.S. Buyakov, Yu.A. Mirovoy, A.Yu. Smolin, S.P. Buyakova // Ceram. Int. – 2021. – Vol. 47, No. 8. – P. 10582-10589.
5. Patterson A. L. The Scherrer formula for X-ray particle size determination // Phys. Rev. – 1939. – Vol. 56, No. 10. – P. 978.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА SiC-КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ СПЕКАНИИ ПРЕКЕРАМИЧЕСКИХ БУМАГ

Седанова Е.П., Кашкаров Е.Б., Лидер А.М.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Современная техника для своего дальнейшего развития и совершенствования требует создания новых материалов, обладающих высоким уровнем механических свойств, коррозионной стойкостью, жаростойкостью, жаропрочностью и хорошими трибологическими характеристиками. Карбид кремния (SiC) – перспективный материал с уникальным комплексом физико-механических свойств, которые позволяют использовать материалы на его основе для изготовления брони, теплообменников, узлов трения, фильтров кислот и литейных сплавов, деталей двигателей, конструкций атомной энергетики и других изделий, эксплуатируемых в агрессивных средах и при экстремальных нагрузках. Среди недостатков карбида кремния можно выделить технологическую сложность получения материалов и изделий на его основе, что обусловлено низким коэффициентом диффузии данного соединения и высокой хрупкостью SiC-керамики, затрудняющей ее обработку. Отсюда, совершенствование и поиск новых технологий получения материалов на основе SiC и придания им функциональных свойств является важной задачей.

Инновационным подходом к получению керамических материалов является применение прекерамической бумаги. Производство прекерамических бумаг подразумевает использование неорганических порошков в качестве наполнителей и возможность регулировать их концентрацию относительно целлюлозного волокна в полотне от 60 до 90 масс.% [1]. Бумаги хорошо поддаются механической обработке, позволяя формировать структуры с неограниченным количеством слоев различных форм и композиты, путем послойного чередования бумаг с другими материалами – фольгами, волокнами и порошками. Консолидация бумаг с конкретным наполнителем при спекании под давлением позволит получать керамику, а путем варьирования режимов спекания контролировать ее микроструктуру и пористость. Таким образом, целью данной работы являлось установление влияния параметров искрового плазменного спекания на структуру и прочность керамики из прекерамической бумаги на основе SiC.

Объектом исследования являлись прекерамических бумаги, содержащие 90 масс.% порошка SiC (фракция от 4 до 5,5 мкм). Для получения керамических образцов был использован подход, основанный на составлении многослойных заготовок из дисков бумаги, уложенных в стопку. Спекание бумажных заготовок осуществлялось по методу искрового плазменного спекания (ИПС) – эффективной технологии консолидации тугоплавких соединений, позволяющей получать плотные материалы с мелкозернистой структурой – на установке SPS 10-4, GT Advanced Technologies, США. Условия спекания описаны в таблице 1. Анализ влияния параметров ИПС на микроструктуру и фазовый состав керамики осуществлялся на основе результатов, полученных методами сканирующей электронной микроскопии (микроскоп Vega 3, TESCAN, Чехия) и рентгеновской дифракции (дифрактометр Shimadzu XRD 7000S (CuK α излучение, $\lambda = 0,154$ нм), соответственно. Прочность керамики оценивалась по результатам механических испытаний на трехточечный изгиб с использованием разрывной машины Al-7000M, GOTECH, Тайвань.

Таблица 1. Параметры спекания SiC-керамики методом ИПС

Температура спекания, °C	Давление прессования, МПа	Время выдержки, мин	Скорость нагрева, °C/мин	Среда спекания
2100, 2200	(5 – 100)	10	200	вакуум

Результаты рентгенофазового анализа демонстрируют, что использованная в работе прекерамическая бумага – это многофазная система, которая включает в себя две кристаллические структурные модификации карбида кремния 4H-SiC и 6H-SiC, а также аморфную фазу органических компонентов (целлюлоза, удерживающие добавки). Фазовый

состав бумаг представлен преимущественно 6H-SiC модификацией, содержание которой составляет 92 %. После спекания содержание фазы 4H увеличивается. Увеличение давления прессования до 20 МПа также способствует уменьшению отношения 6H-SiC к 4H-SiC. При дальнейшем увеличении давления до 100 МПа рост содержания 4H прекращается, как показано на рисунке 1. Перераспределение содержания кристаллических фаз, вероятно, может быть связано с разложением аморфной фазы и взаимодействием остаточного углерода с SiC при ИПС [2].

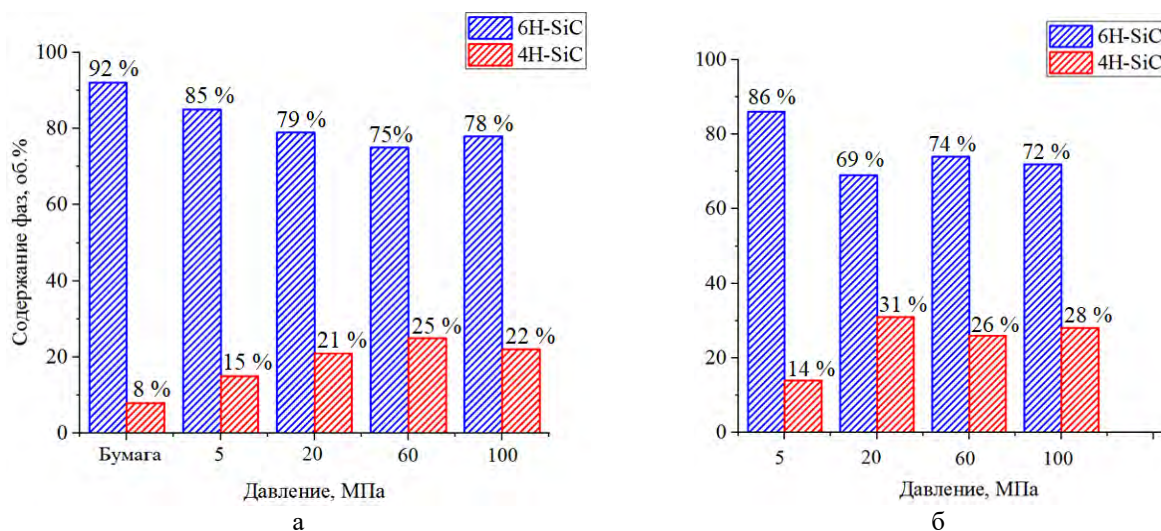


Рис. 1. Зависимость соотношения фаз прекерамической бумаги и керамики SiC от давления при температуре 2100 °C (а) и 2200 °C (б)

Установлено, что увеличение температуры изотермической выдержки и давления при ИПС прекерамических бумаг на основе SiC ведет к снижению пористости в полученной SiC-керамике. Средний размер пор уменьшается от 8,3 мкм² до 4,3 мкм² при увеличении давления прессования от 5 МПа до 100 МПа. При давлении прессования 100 МПа температура спекания не оказывает существенного влияния на пористость материала.

При механических испытаниях для полученной керамики наблюдалось хрупкое разрушение. Установлено, что увеличение давления прессования с 20 МПа до 100 МПа ведет к росту значения предела прочности с 165 до 320 МПа (2100 °C), с 180 до 360 МПа (2200 °C).

Исследование выполнено при финансовой поддержке ГЗ Наука, проект FSSW-2021-0017.

1. Windsheimer H., Travitzky N., Hofenauer A. Laminated object manufacturing of preceramic-paper-derived Si-SiC composites //Adv. Mater. – 2007. – Vol. 19. – N. 24. – P. 4515-4519. – DOI: 10.1002/adma.200700789.
2. Datta M. S., Bandyopadhyay A. K., Chaudhuri B. Sintering of nano crystalline α silicon carbide by doping with boron carbide //Bulletin of Materials Science. – 2002. – Vol. 25. – N. 3. – P. 181-189. DOI: – 10.1007/BF02711151.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО ДИАТОМИТА И ЧАСТИЦ TiO_2 НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ

¹Седельникова М.Б., ¹Кашин А.Д., ²Угодчикова А.В., ¹Уваркин П.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований, Троицк

Применение магниевых сплавов находит все большую популярность в широких областях техники и медицины из-за их малой плотности, высокой прочности и отличной биосовместимости. Это позволяет использовать магниевые сплавы для создания медицинских имплантатов [1,2]. Серьезным недостатком Mg и его сплавов является низкая коррозионная стойкость, что ограничивает многие области их применения по сравнению с другими материалами, такими, как стали и титановые сплавы. Решением этой проблемы может стать модификация поверхности магниевых имплантатов путем создания защитных биопокровов. Метод микродугового оксидирования (МДО) представляет собой электрохимическую и плазмохимическую обработку поверхности в растворе электролита, при которой на поверхности металла формируется защитный слой, повышающий коррозионную стойкость, износостойкость, а также долговечность обрабатываемых изделий [1–3]. Для создания биоактивных покрытий, как правило, используют фосфаты кальция (гидроксиапатит, трикальцийфосфат, брусит, монетит), так как по химическому составу они очень близки к минеральной части кости и обладают высокой биосовместимостью [3]. Однако, известны результаты исследований, показывающие, что кремнийсодержащие соединения, такие как силикаты кальция и магния, биостекла, способны значительно интенсифицировать процессы биоминерализации и остеогенеза [4]. Кроме того, частицы различных оксидов (Al_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 , CeO_2 , ZnO , Ta_2O_5) используются для формирования композиционных покрытий с особыми функциональными свойствами [5].

Целью данной работы было создание композиционных покрытий методом МДО путем обработки образцов из магниевого сплава в электролите, содержащем частицы диатомита и TiO_2 , а также исследование морфологии, структуры и свойств покрытий. В качестве образцов для проведения экспериментов использовали металлические пластинки размером $10 \times 10 \times 1$ мм³ из сплава МА2-1 пч. В состав электролита для получения покрытий методом МДО входили следующие компоненты: Na_2SiO_3 , NaOH , NaF , порошок диатомита ($\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$), порошок оксида титана (TiO_2). Нанесение покрытий осуществлялось на установке «Micro Arc 3.0 System» в ИФПМ СО РАН, в анодном потенциостатическом режиме, при использовании следующих параметров: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, длительность процесса – 5 мин. Величину импульсного напряжения варьировали в диапазоне 350–500 В.

Сформированные методом МДО пористые покрытия на поверхности сплава МА2-1 пч имели толщину и шероховатость, равные 38–140 мкм и 2,5–5,0 мкм, соответственно, в зависимости от величины напряжения процесса МДО.

Исследование морфологии поверхности покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа (Carl Zeiss LEO EVO 50, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Установлено, что покрытия являются пористыми и содержат большое количество пор размером от 100 нм до 12 мкм (рис. 1). Кроме того, на поверхности покрытий наблюдаются фрагменты остатков скелетов диатомей, частично вплавленных в покрытие. Частицы диоксида титана также присутствуют на поверхности покрытий. Следует отметить, что хотя при повышении напряжения процесса МДО от 350 до 500 В толщина и шероховатость покрытий значительно увеличиваются, это почти не сказывается на морфологических особенностях покрытий. В покрытиях, нанесенных при разных напряжениях, наблюдаются как крупные поры, свидетельствующие об интенсивных микродуговых разрядах, так и группы мелких пор, образующиеся в результате каскадов разрядов меньшей интенсивности. При более высоком напряжении, равном 500 В, формируются покрытия, содержащие большее количество крупных пор (рис. 1 б). Фазовый

состав покрытий определяли методом рентгенофазового анализа с использованием $\text{CoK}\alpha$ -излучения (ДРОН-07, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Установлено, что в покрытиях присутствуют следующие кристаллические фазы: форстерит (Mg_2SiO_4), периклаз (MgO), а также рутил (TiO_2).

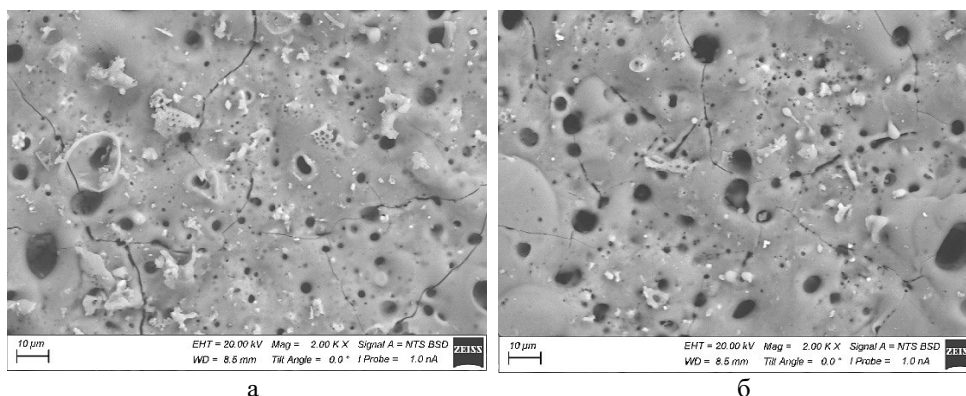


Рис. 1. РЭМ-изображения поверхности покрытий на основе диатомита с частицами TiO_2 , нанесенных при напряжениях процесса 350 В (а) и 500 В (б); увеличение $\times 2000$

Анализ карт распределения элементов в поперечном сечении покрытий методом EDX показал, что элементы О и Si равномерно распределены по толщине покрытий, тогда как Mg и F, в основном, сосредоточены ближе к подложке, в переходном слое. Кроме того, наблюдаются единичные локальные скопления Ti, подтверждающие наличие частиц TiO_2 в покрытиях. Исследования коррозионных свойств покрытий электрохимическим методом в 0,9% растворе NaCl показали, что включение частиц TiO_2 в покрытие способствует снижению плотности тока коррозии на 2-4 порядка (до 4.01×10^{-10} А/см²) и увеличению поляризационного сопротивления, соответственно на 2-4 порядка (до 1.41×10^8 Ом·см²).

Таким образом установлено, что покрытия, сформированные методом МДО на поверхности сплава МА2-1 пч, в электролите, содержащем частицы диатомита и TiO_2 , обладают повышенной коррозионной стойкостью в биологической жидкости и перспективны для использования в качестве биосовместимых и биоактивных защитных покрытий для биорезорбируемых ортопедических имплантатов на основе магния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00141, <https://rscf.ru/project/23-29-00141/>.

1. Heimann R.B. Magnesium alloys for biomedical application: Advanced corrosion control through surface coating // Surf. Coat. Tech. – 2021. – Vol. 405. – P. 126521. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2020.126521.
2. Magnesium for Implants: A Review on the Effect of Alloying Elements on Biocompatibility and Properties / S.F. Hassan, M.T. Islam, N. Saheb, M.M.A. Baig // Materials. – 2022. Vol. 15 P. 5669. DOI: 10.3390/ma15165669.
3. Nano-to-submicron hydroxyapatite coatings for magnesium-based bioresorbable implants – deposition, characterization, degradation, mechanical properties and cytocompatibility / Q. Tian, J. Lin, L.R. Castaneda, et al. // Sci. Rep. – 2019. – Vol. 9. – P. 810. – DOI:10.1038/s41598-018-37123-3.
4. Diatomite-based ceramic biocoating for magnesium implants / A.D. Kashin, M.B. Sedelnikova, V.V. Chebodaeva, P.V. Uvarin, N.A. Luginin, E.S. Dvilis, et al. // Ceramics International. – 2022. – Vol. 48. – P. 28059-28071. – DOI:10.1016/j.ceramint.2022.06.111.
5. Fattah-alhosseini A., Chaharmahali R., Babaei K. Effect of particles addition to solution of plasma electrolytic oxidation (PEO) on the properties of PEO coatings formed on magnesium and its alloys: A review // Journal of Magnesium and Alloys. – 2020. – Vol. 8. – P. 799-818. – DOI:10.1016/j.jma.2020.05.001.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Семенчук В.М., Гурьянов Д.А., Зыкова А.П., Николаева А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Изделия из суперсплавов (или жаропрочных сплавов) традиционно производятся с помощью процессов литья иликовки и требуют последующей термической или механической обработки. В процессах литья иковки производственный цикл является многоэтапным, требующим изготовления специальных литевых и прессовых форм, что приводит к повышению себестоимости конечного продукта. Процессы механической обработки, приводящие к значительным отходам материала, также снижают эффективность традиционных технологий. Данная ситуация обуславливает необходимость производства изделий из суперсплавов, применяющихся в передовых областях машиностроения, с использованием инновационных альтернативных методов получения деталей и компонентов машин. К таким методам относятся электродуговое аддитивное производство (ЭДАП), где в качестве источника плавления материала выступает электрическая дуга [1-3]. ЭДАП применяется для производства или ремонта металлических конструкций, в том числе и крупногабаритных, со сложной геометрией. Технология ЭДАП сокращает время изготовления и стоимость обработки изделия благодаря более высокой скорости формирования и меньшему количеству отходов материала по сравнению с аддитивными технологиями, использующими порошковый исходный материал [4]. Целью данной работы являлось исследование особенностей формирования структуры и механических свойств никелевого сплава системы Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb методом электродугового аддитивного производства.

Печать производили в среде защитного газа (Ar-100%), чтобы предотвратить окисление расплавленного материала во время печати. В качестве подложки использовали нержавеющую сталь 08X18H9. Для получения образца использовали проволоку Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb толщиной 1,2 мм. Для удовлетворительного формирования стенки были подобраны оптимальные параметры печати – сила тока, напряжение, скорость перемещения горелки, которые составляли 111 А, 17,4 В, 500 мм/мин, соответственно. При оптимальных для формирования стенки параметрах был напечатан образец длиной 110 мм и высотой ~ 58 мм (50 слоев).

Макроструктура сплава системы Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb, полученного методом ЭДАП представлена на рисунке 1. В первом слое аддитивно сформированного образца происходит интенсивное перемешивание никелевого сплава с материалом подложки и формирование ячеистой дендритной структуры (рис.2, а). В последующих слоях и до последнего, структура является столбчатой дендритной. Дендриты характеризуются осями первого и второго порядка, причем оси дендритов второго порядка развиты слабо (рис.2, б). Установлено, что угол наклона роста дендритов сохраняется по всей высоте аддитивно полученного образца, независимо от траектории печати. На последнем слое происходит переход от столбчатых дендритов к равноосным, т.к. данный слой не подвергается повторному плавлению и происходит всестороннее рассеяние тепла в окружающую среду (рис.2, в).

Для исследования механических свойств были вырезаны два типа образцов: вертикальные (вдоль направления аддитивного выращивания) и горизонтальные (вдоль траектории движения электрической дуги). Полученные результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства сплава системы Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb, полученного методом ЭДАП

Ориентация образцов	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Вертикальная	625±8	327±6	71±4
Горизонтальная	652±19	451±116	88±22



Рис.1. Макроструктура сплава системы Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb, полученного методом ЭДАП

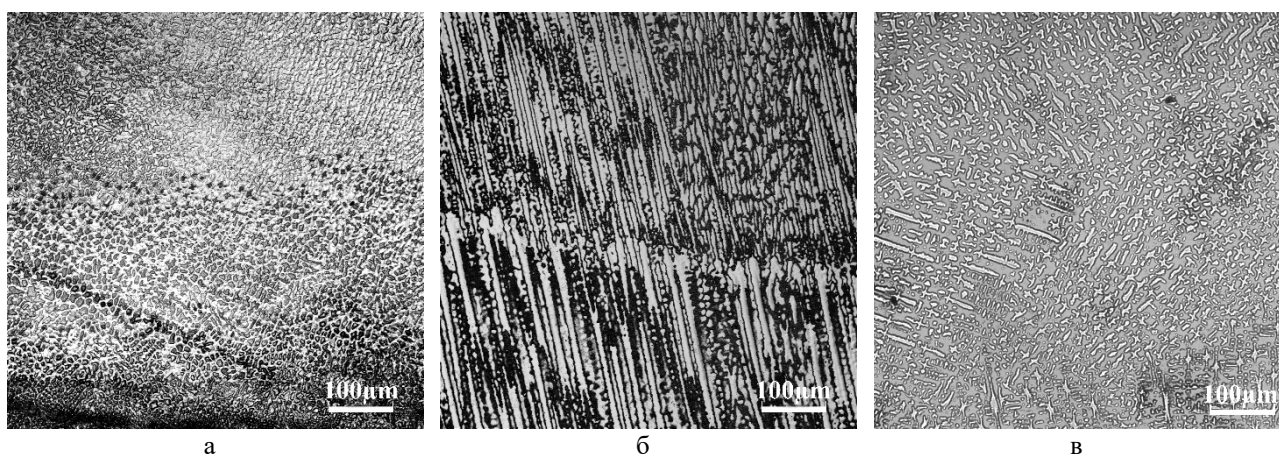


Рис. 2. Микроструктура сплава системы Ni-Cr₂₂-Mo₉-Nb, полученного методом ЭДАП: переходная область (а), низ; середина (б); верх (в)

Исходя из данных, представленных в таблице 1, можно сказать, что в полученных образцах присутствует анизотропия свойств. Так в вертикальном направлении предел прочности, предел текучести и относительное удлинение меньше, чем в горизонтальном направлении на 5%, 28% и 12%, соответственно. Наличие подобной анизотропии свойств связано с формированием направленно растущей дендритной структурой, что необходимо учитывать при выборе ориентации аддитивно получаемого изделия методом ЭДАП.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0012 и гранта Президента Российской Федерации за государственную поддержку ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.

1. Review on machining of additively manufactured nickel and titanium alloys / N. Khanna et al. // J. Mater. Res. Technol. – 2021. – Vol. 15. – P. 3192-3221. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.09.088.
2. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumakov et al. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – P. 479-491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.
3. Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities / S.A. Toftail et al. // Mater. Today. – 2018. – Vol. 21. – P. 22-37. – DOI: 10.1016/j.mattod.2017.07.001.
4. Wire arc additive manufacturing of functionally graded material with SS 316L and IN625: Microstructural and mechanical perspectives / R. Sasikumar, A. Rajesh Kannan, S. Mohan Kumar et. al. // CIRP J. Man. S. and Tech. – 2022. – Vol. 38. – P. 230-242. – DOI: 10.1016/j.cirpj.2022.05.005.

3D-ПЕЧАТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-Zr-Mo-V (BT20-2CB) МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Николаева А.В., Никонов С.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Благодаря своей функциональности и технологическим возможностям, аддитивное производство металлических деталей становится все более распространенной технологией в машиностроении. Материалы же, применяемые на сегодняшний день в аддитивном производстве многообразны. Так, например, производство компонентов из титановых сплавов ограничено из-за высокой его стоимости по сравнению с другими материалами. Таким образом, технологии аддитивного производства, направленные на безотходное изготовление компонентов, являются потенциально успешными путями решения ряда проблем производства деталей из титановых сплавов, которые обычно подвержены сложной и длительной механической обработке. Титановые сплавы широко используются в космической, аэрокосмической, ядерной, морской и химической промышленности благодаря своим свойствам, таким как высокая удельная прочность в сочетании с превосходной стойкостью к коррозии и окислению [1, 2].

Спекание или плавление порошков, наиболее распространенный метод на основе металлов, при котором порошок наносится слоями толщиной от 20 до 100 мкм и локально расплавляется электронным лучом или лазером. Этот метод обычно применяется для изготовления мелких деталей с высокой степенью индивидуальности. Однако наиболее подходящий процесс аддитивного производства крупных изделий со средней сложностью может быть реализован с помощью методов прямого осаждения металла [3].

В настоящем исследовании было проведено сравнение двух методов аддитивного производства, электродугового и электронно-лучевого, путем анализа полученных структурных и механических характеристик, напечатанных образцов сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-V.

Для технологии электродугового аддитивного производства (ЭДАП) характерно использование электродной проволоки и сварочной дуги. Дуга используется в качестве источника энергии для плавления проволоки, а для защиты ванны расплава от окисления в процессе печати используется защитный газ аргон (Ar) или его смеси с углекислым газом (CO₂). Напротив, при электронно-лучевом аддитивном производстве (ЭЛАП) источником энергии для плавления проволоки выступает электронный луч, генерируемый электронной пушкой в вакууме.

Макроструктура исследуемых образцов сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-V (рис. 1), полученных методами ЭЛАП и ЭДАП, представлена столбчатыми первичными β -зернами, которые проходят через несколько слоев напечатанного изделия. Также у образца, полученного методом ЭДАП, можно отметить различную ориентацию зерен относительно направления роста стенки. В образце сплава системы Ti-Al-Zr-Mo-V, полученного методом ЭЛАП, преобладают крупные зерна с максимальным размером $23,2 \pm 2,1$ мм в длину и $1,7 \pm 0,7$ мм в ширину, минимальным размером $4,68 \pm 2,5$ мм в длину и $0,6 \pm 0,2$ мм в ширину, растущие преимущественно вдоль направления роста стенки. В образце полученном методом ЭДАП формируются зерна максимального размера в длину $3,1 \pm 0,9$ мм и ширину – $0,8 \pm 0,2$ мм, минимальным размером в длину $1,1 \pm 0,4$ мм и ширину $0,4 \pm 0,1$ мм, что значительно меньше, чем у сплава BT20-2cb, полученного ЭЛАП.

Микроструктура образцов сплава BT20-2cb, полученных методами ЭЛАП и ЭДАП, представлена колониями α -пластин разного размера, ориентации и структурой Видманштетта. В средней части сплава BT20-2cb, полученного методом ЭДАП, средняя длина α -пластин составила $7,8 \pm 3,4$ мкм, ширина – $0,9 \pm 0,2$ мкм. Для сплава BT20-2cb, полученного методом ЭЛАП, длина α -пластин составила $9,9 \pm 3,6$ мкм, ширина – $1,2 \pm 0,3$ мкм. Таким образом в сравнении с BT20-2cb, полученным ЭЛАП, в том же сплаве полученным ЭДАП длина и толщина α -пластин уменьшились примерно в 1,3 раза. Такое отличие в

размерах α -пластин согласуется с полученными данными механических испытаний на одноосное растяжение, что подтверждает взаимосвязь между параметрами структуры и механическими свойствами.

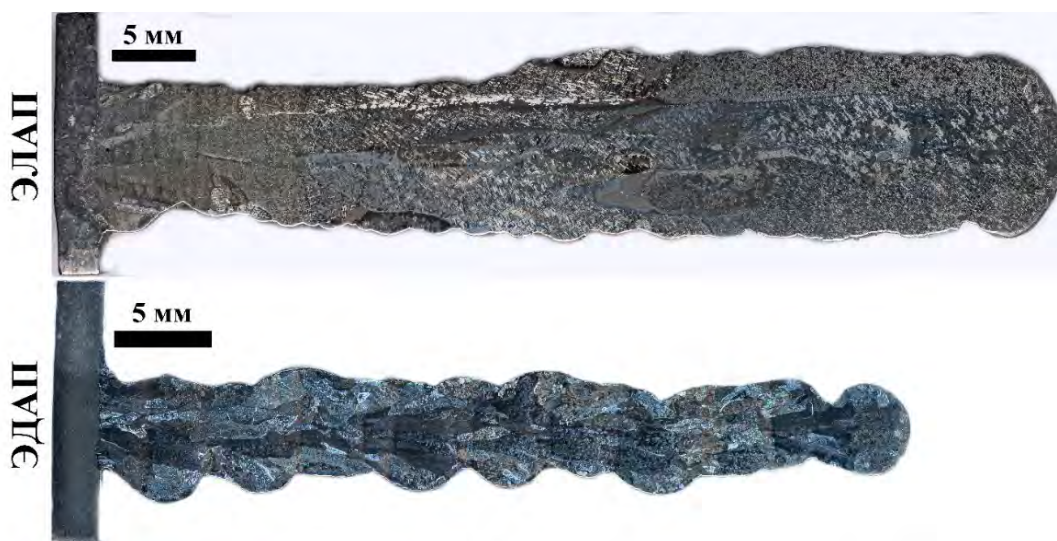


Рис. 1. Макроструктура исследуемых образцов сплава BT20-2св, полученных методами ЭЛАП и ЭДАП

Образцы, полученные методом электронно-лучевого аддитивного производства, где преобладают однонаправленные предшествующие β -зерна, растущие вдоль направления печати, показывают анизотропию механических свойств. Так, относительное удлинение образцов, вырезанных вдоль направления печати по оси ОУ и вдоль направления роста стенки по оси ОZ, составляет $12\% \pm 1$ и $18\% \pm 1$, соответственно. Предел прочности образцов, вырезанных по оси ОУ и ОZ, сохраняется в пределах 757-767 МПа, но существенно различается при переходе к методу электродугового аддитивного производства, где сохраняется в пределах 887-896 МПа. Относительное удлинение образцов при методе ЭДАП остается в пределах 10%.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0012 и гранта Президента Российской Федерации за государственную поддержку ведущих научных школы НШ-1174.2022.4.

1. A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti-6Al-4V components / Blanka A. Szost, Sofiane Terzi et al. // Mater. Design – 2016. – Vol. 89. – P. 559-567. – DOI: 10.1016/j.matdes.2015.09.115.
2. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / Zykova, A.P., Nikolaeva, A.V., Vorontsov, A.V. et al. // Phys. Mesomech. – 2023. – Vol. 26. – P. 107-125. – DOI: 10.1134/S1029959923020017.
3. Wire and arc additive manufacturing: Opportunities and challenges to control the quality and accuracy of manufactured parts / Davoud Jafari, Tom H.J. Vaneker, Ian Gibson // Mater. Design – 2021. – Vol. 202. – P. 109471. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109471.

ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННО- ИОННО-ПУЧКОВЫМИ СПОСОБАМИ, ПОСЛЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

^{1,2}Семин В.О., ¹Остапенко М.Г., ¹Дьяченко Ф.А., ^{1,2}Мейснер Л.Л.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Функциональные сплавы на основе TiNi, проявляющие термоупругие мартенситные превращения, вызывают особый интерес для микро-электромеханических систем [1]. С ростом внешнего механического напряжения, превышающего физический предел текучести, в данных сплавах реализуются иные (отличные от мартенситных) механизмы деформации, приводящие к нарушению когерентности межфазных границ и появлению двойников деформации, полос скольжения [2, 3]. На первых этапах пластическая деформация начинается в небольшом числе изолированных зерен В2 фазы, выходящих на поверхность, и сопровождается распространением полос локализации деформации, подобных полосе Людерса, вовлекающих в деформацию зерна во всем сечении образца [4]. При этом остается открытым вопрос о том, каким образом структурно-фазовое состояние поверхностных зерен влияет на локализацию пластической деформации в этих сплавах. Чтобы проверить эту гипотезу, в настоящей работе поверхность TiNi была модифицирована двумя способами: 1) низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) в режиме плавления; 2) пучками ионов тантала в режиме высокодозной имплантации. Данные электронно-ионно-пучковые способы модификации TiNi сплавов уже показали свою эффективность для повышения коррозионных [5] и усталостных свойств [6] материала подложки. Целью работы являлось выявление методами просвечивающей электронной микроскопии дефектной структуры в поверхностных слоях TiNi сплавов, испытавших воздействия импульсными электронными и ионными пучками, после квазистатического растяжения.

Из прокатанной пластины TiNi сплава (МАТЭК-СПФ, Россия) химического состава Ti–55.75 Ni–0.020 C–0.035 O–0.003 N–0.001 H–<0.1ост. (вес. %) были вырезаны образцы (двухсторонние лопатки) для механических испытаний. Площадь рабочей поверхности образцов составляла $20 \times 4.6 \text{ мм}^2$. В центральной части лопаток электроискровым способом был сделан надрез – макроскопический концентратор напряжений размером 0.5 мм. Далее, образцы подвергались механической шлифовке на абразивной бумаге (Р600), галтованию в течение 120 часов и электрополировке в смеси 3 ч. CH_3COOH и 1 ч. HClO_4 концентрированных кислот при температуре $T \approx 278 \text{ К}$. Четырехстороннее облучение лопаток НСЭП проводили на установке «РИТМ-СП» (Микросплав, Россия) в режиме: длительность импульса $\tau = 2.5 \text{ мкс}$, плотность энергии $E_s = 3.8 \text{ Дж/см}^2$, количество импульсов $n = 10$. Другая партия образцов была модифицирована пучками ионов тантала в режиме имплантации на установке Mevva-5.Ru (ИСЭ СО РАН, г. Томск): доза облучения $5.0 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, средняя энергия ионов $\sim 90 \text{ кэВ}$, частота следования импульсов 10 Гц, остаточный вакуум $\sim 5 \cdot 10^{-4} \text{ Па}$. Структуру образцов после разрушения исследовали методом тонких фольг в геометрии поперечного сечения на 200-кВ просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 (Jeol, Япония), входящем в перечень оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, г. Томск). Механические испытания образцов проводили в режиме квазистатического осевого растяжения на универсальной серво-гидравлической машине «Biss Nano» с датчиком нагрузки «Biss Bi-06-103 15 kN» (Бангалор, Индия) со скоростью нагружения подвижного захвата 1 мм/мин.

Установлено, что пластическая деформация во всех исследуемых образцах развивается опережающими темпами в тех зернах, которые находятся в непосредственной близости от макроскопического концентратора напряжений. Распространение полосы локализации деформации сопровождается активацией необратимых дефектов – дислокаций и их ансамблей. В результате обработки НСЭП в перекристаллизованном слое (на глубине $\sim 2 \text{ мкм}$) наблюдается крупночешуйчатая дислокационная структура (рис. 1а), пересекаемая

системой прямолинейных дислокаций одного знака. В данном случае матричный контраст (вставка на рис. 1 а) возникает из-за наличия деформации решетки В2 фазы, обусловленной несрелаксированными полями упругих напряжений. Можно предположить, что пластическая деформация в поверхностном слое осуществляется за счет скольжения дислокаций преимущественно по одной системе $\langle 100 \rangle \{110\}_{B2}$. Оборванные малоугловые границы в теле В2 зерен свидетельствуют о наличии дислокационных барьеров.

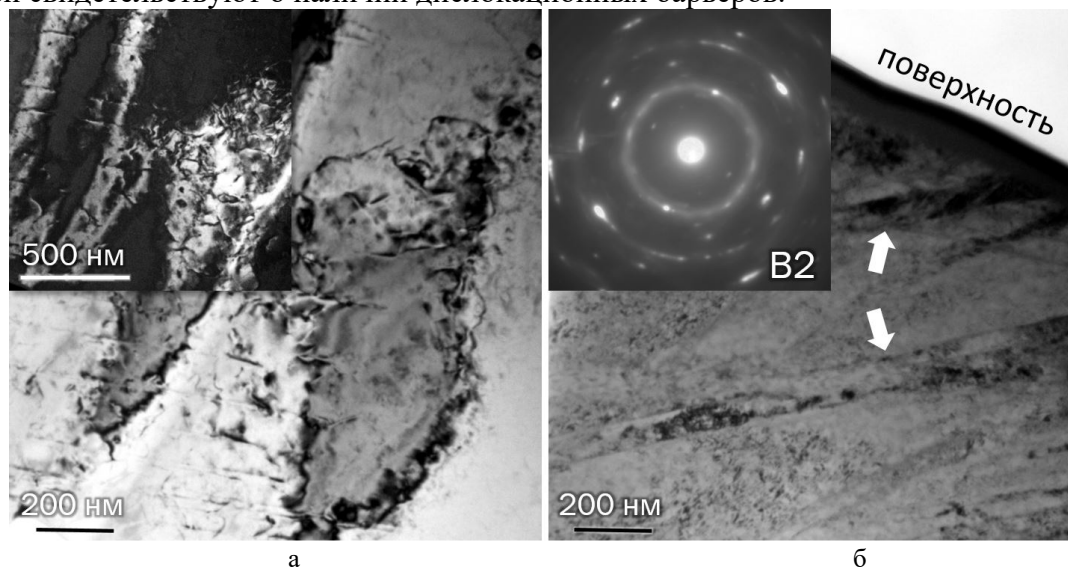


Рис. 1. Дислокационные структуры в поверхностных зернах TiNi сплава, разрушенного в результате одноосного растяжения, после обработки НСЭП (а) и ионной имплантации (б)

В образцах, модифицированных пучками ионов тантала, обнаруживаются полосовые дислокационные структуры (показаны стрелками на рис. 1 б). На соответствующей микродифракционной картине (вставка на рис. 1 б) видны размытые в радиальном направлении рефлексы В2 фазы, что свидетельствует о формировании фрагментированной и разориентированной зеренной структуры. Дефектная структура, состоящая из полос сдвига, сеток дислокаций и образованных ими малоугловых границ, отражает асимметрию дислокационного скольжения. В поверхностном слое толщиной до ~ 10 мкм скольжение осуществляется, вероятнее всего, несколькими системами сдвига по плоскостям $\{110\}_{B2}$, характеризующимися разными факторами Шмида. При этом двойников деформации или остаточного В19' мартенсита не наблюдается методами ПЭМ.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003. Авторы выражают благодарности директору ТНЦ СО РАН А.Б. Маркову и м.н.с. ЛВЭ ИСЭ СО РАН Е.В. Яковлеву за помощь в проведении экспериментов по электронно-пучковой обработке, а также с.н.с. ЛПИ К.П. Савкину за эксперименты по ионной имплантации.

1. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials Science. – 2005. – Vol. 50. – P. 511–678. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2004.10.001.
2. Deformation mechanisms in a superelastic NiTi alloy: An in-situ high-resolution digital image correlation study / E. Polatidis et al. // Materials and Design. – 2020. – Vol. 191. – P. 108622. – DOI:10.1016/j.matdes.2020.108622.
3. On the Lüders band formation and propagation in NiTi shape memory alloys / B.S. Shariat et al. // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Vol. 116. – P. 22–29. – DOI:10.1016/j.jmst.2021.11.028.
4. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. – Томск: Изд-во Томского ун-та, 1988. – 256 с.
5. Microstructural characterization and properties of a Ti-Ta-Si-Ni metallic glass surface alloy fabricated on a TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam method / L.L. Meisner et al. // Surf. Coat. Technol. – 2020. – Vol. 404. P. – 126455. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2020.126455.
6. Усталостные свойства никелида титана и их повышение с использованием низкоэнергетического высокопоточного электронного пучка / С.Н. Мейснер и др. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2021. – Т. 64. – С. 79–87. – DOI:10.17223/00213411/64/5/79.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ ТИТАНА, ФОРМИРУЕМЫХ НА ПОДЛОЖКЕ TiNi МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНОДИРОВАНИЯ

¹Семин В.О., ²Хабибова Е.Д., ²Чернова А.П.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Дизайн изделий из титановых сплавов (Ti, Ti-6Al-4V, Ti-6Al-7Nb, TiNi и др.), зарекомендовавших себя в качестве медицинских материалов, ставит перед собой конкретные задачи – необходимость реконструкции фрагментов костной ткани, сохранение подвижности суставов, лечение и профилактика заболеваний, связанных с потерей опорно-двигательных функций. В литературе подробно описаны факторы риска, связанные с токсикологическим воздействием на живые ткани ионов металлов (Ni, Al, V, Co), высвобождаемых с поверхности медицинских имплантатов при длительной выдержке в биологических средах [1]. Обеспечение высоких коррозионных свойств никель-содержащих сплавов является приоритетной задачей, от результатов выполнения которой зависит целесообразность использования данных материалов в ортодонтии и сердечно-сосудистой хирургии. В малоинвазивной хирургии наиболее продуктивным оказался подход, направленный на разработку миниатюрных конструкций из сплавов TiNi с эффектом памяти формы. Для формирования стабильных и толстых (>1 мкм) оксидных слоев на поверхности TiNi, препятствующих выходу избыточных ионов никеля в процессе контактирования с биосредой, используют различные методы, в том числе – электрохимическое анодирование [2, 3]. В этом отношении остается открытым вопрос, каким образом пористые оксидные слои, образующиеся в результате анодирования TiNi, будут препятствовать анодному окислению металлов (Ti, Ni) в растворах, имитирующих биологические жидкости. Целью работы является определение основных коррозионных характеристик в растворе 0.9 масс. % NaCl образцов никелида титана, поверхность которых модифицирована в результате электрохимического анодирования.

Образцами выступали плоскопараллельные пластинки (1,0x1.5x1,0 см) TiNi сплава (МАТЭК-СПФ, Россия) состава, близкого к эквиаtomному. Пробоподготовка сплавов включала механическую шлифовку (до зеркального блеска) и электролитическую полировки в смеси концентрированных кислот (3 ч. CH₃COOH и 1 ч. HClO₄). Анодирование проводилось при комнатной температуре в растворе на основе этиленгликоля (75 мл), дистиллированной воды (3 мл) и фторида аммония (0,3 г) в течение 120 минут при постоянном напряжении на аноде 20 В. Для оценки коррозионных свойств образцов TiNi с анодированной поверхностью были выбраны три режима экспериментов: электрохимическая импедансная спектроскопия (ЭИС), циклическая вольтамперометрия (ЦВА) и линейная поляризация (ЛП). Применялась трёхэлектродная электрохимическая ячейка, состоящая из рабочего электрода (TiNi), хлорид-серебряного (Ag/AgCl) электрода сравнения и графитового вспомогательного электрода. Измерения проводили на потенциостате PalmSens 4 (Compact Electrochemical Interfaces, Нидерланды) после выдержки при потенциале разомкнутой цепи в течение 15 минут. Площадь рабочей поверхности образцов составляла 1,5 см². Фоновым электролитом являлся физиологический раствор NaCl (0,9 масс. %). В методе ЦВА скорость развертки была 0,01 В/с, а потенциал изменялся в пределах от –1,2 В до +1,2 В. ЭИС проводили при потенциале разомкнутой цепи, амплитуде возмущения синусоидального сигнала 0,01 В и в диапазоне частот от 0,05 Гц до 10⁵ Гц. Структурные исследования проводили методом растровой электронной микроскопии высокого разрешения на микроскопе Apreo 2 S (Thermo Fisher Scientific, the United States) при ускоряющем напряжении 20 кВ с применением детектора вторичных электронов.

Установлено (рис. 1а), что поверхность анодированного TiNi сплава является преимущественно пористой. Помимо этого, на некоторых участках поверхности видны небольшие скопления столбчатой морфологии (вставка к рис. 1а), представляющие собой

оксидные нанотрубки размерами до ~ 80 нм. Диаграммы Найквиста образцов (рис. 1б), проанализированные с помощью аналоговой модели (вставка к рис. 1б), содержащей сопротивление раствора (R_1), сопротивление переноса заряда (R_2) на границе раздела «электрод/электролит» и элемент постоянной фазы (CPE), имеют форму частей полуокружностей. В ходе проведения ЭИС было установлено, что диаграммы Найквиста в высокочастотной области ($f > 10^4$ Гц) характеризуются линейными зависимостями, отвечающими формированию двойного электрического слоя на поверхности сплава.

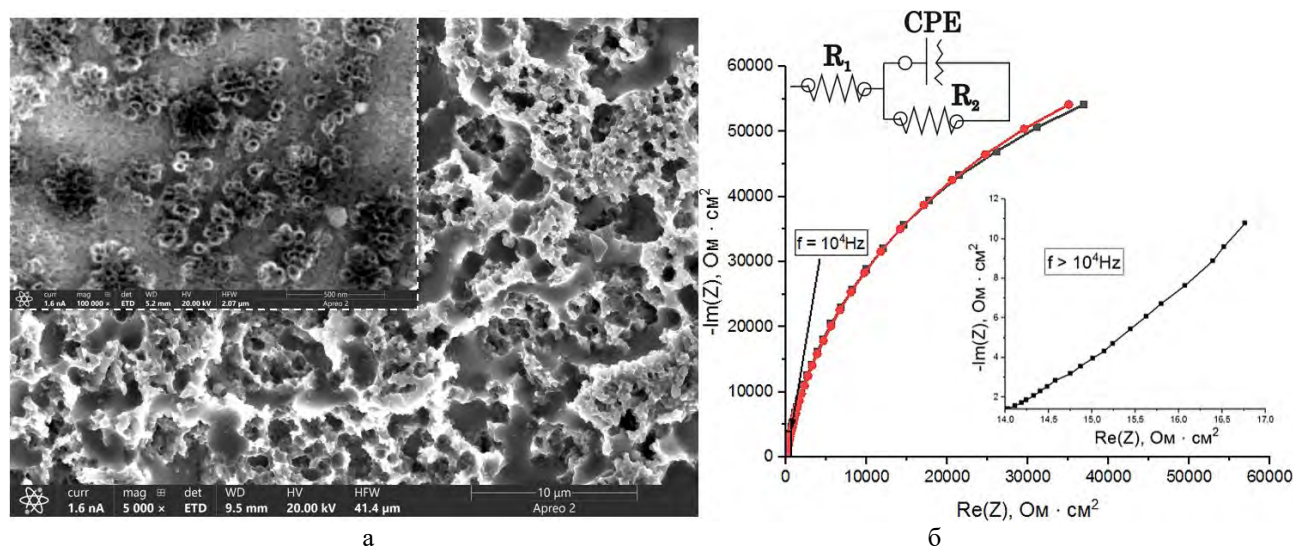


Рис. 1. РЭМ изображения (а) поверхности образцов TiNi после анодирования и диаграммы Найквиста, полученные в 0.9 масс. % растворе NaCl (б)

Были определены значения элементов электрической схемы: $R_1 = 14$ Ом, $R_2 = 148$ кОм·см², $CPE = 3,80 \cdot 10^{-5}$ Ом⁻¹·см²·сⁿ, $n = 0,92$. Вид ЭИС спектра, полученного относительно потенциала разомкнутой цепи ($E = -0,357$ В), свидетельствует о том, что на фазовой границе «TiNi/электролит» инициируются процессы переноса заряда, связанные с увеличением концентрации зарядоносителей – ионов никеля. В данном случае структурным элементом цепи, характеризующим радиус полуокружности и, следовательно, электрофизические свойства поверхностного слоя, является сопротивление переноса заряда. При проведении ЦВА измерений выявлено, что в диапазоне потенциалов от $-1,2$ до $1,2$ В пробоя диэлектрической оксидной пленки не происходит. Самое высокое значение анодного тока ~ 50 мкА/см² зафиксировано в первом цикле и соответствует потенциалу окисления воды: $2H_2O - 4e^- \rightarrow O_2 + 4H^+$. Электрохимические эксперименты показали, что коррозионные характеристики (плотность тока коррозии, потенциала коррозии, сопротивление поляризации) TiNi сплава с анодированной поверхностью оказываются сопоставимыми с описанными в литературе [3]. Таким образом, предложенный режим анодирования образцов TiNi можно рекомендовать для создания имплантатов с поверхностно-пористой структурой и, наряду с этим, высокими коррозионными свойствами.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Bingham E., Cohrssen B. *Pattys toxicology*, 6th edn. – New Jersey: John Wiley and Sons. – 6200 p.
2. Evolution of anodised titanium for implant applications / J. Alipal et al // *Heliyon*. – 2021. – Vol. 7. – P. e07408. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2021.e07408.
3. Self-assembled anodization of NiTi alloys for biomedical applications / R. Hang et al // *Applied Surface Science*. – 2020. – Vol. 517. – P. 146118. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.146118.

КОНТРОЛИРУЕМОЕ ПОРООБРАЗОВАНИЕ, КАК МЕХАНИЗМ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-ЗАВИСИМЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ОКСИДНЫХ КЕРАМИК ДЛЯ ОСТЕОЗАМЕЩЕНИЯ

^{1,2}Сенькина Е.И., ¹Ложкомоев А.С., ¹Буякова С.П., ¹Буяков А.С.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Пористые оксиды циркония и алюминия, а также композиты на их основе находят широкое применение в разных сферах, в том числе в качестве материалов для остеозамещения. Однако при производстве пористой керамики возникают трудности с выбором порообразователя. Это связано с тем, что форма, размер, природа происхождения порообразующих частиц может напрямую влиять на физико-механические свойства материала. Для успешного остеозамещения необходимо обеспечение не только биологической инертности материала, но и его структурной и механической идентичности с костной тканью. Целью данного исследования является выявление подхода к управления структурно-зависимыми характеристиками керамик для остеозамещения путем контролируемого порообразования.

В работе исследованы пористые керамические скаффолды цилиндрической формы стабилизированного оксидом иттрия диоксида циркония (Y-TZP) и упрочненного диоксидом циркония оксида алюминия (ATZ). Поровая структура была сформирована путем введения в компактируемые порошковые смеси частиц канифоли нерегулярной формы (irr) со средним размером 400 мкм, и сферических частиц сверхвысокомолекулярного полиэтилена (sph) со средним размером 300 мкм. Температура спекания составила 1600°C.

При анализе микроструктурных характеристик керамик было обнаружено, что поровая структура представлена макропорами, унаследовавшими морфологию порообразующих частиц, и микропорами, образованными при слиянии межчастичных пустот и каналов в процессе спекания. Поровое пространство имеет закрытую, изолированную структуру, связность которого обеспечивается межчастичными каналами (рис. 1).

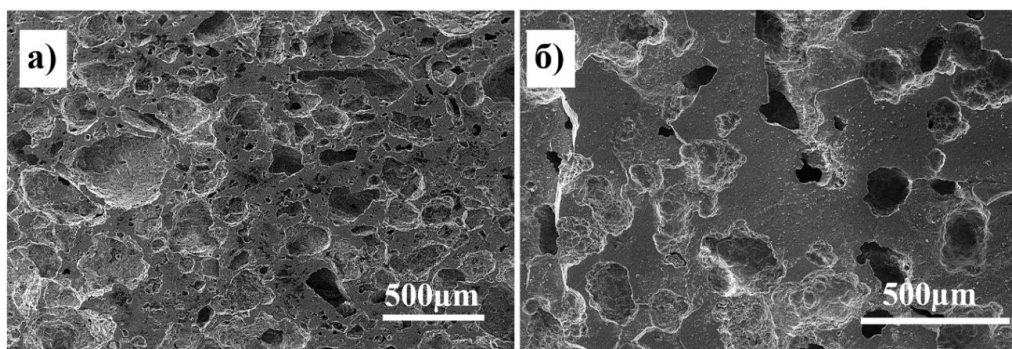


Рис. 1. РЭМ-изображения керамик (a) irr ATZ (b) sph ATZ

Для определения жизнеспособности клеточной культуры использовались фибробласты мыши линии 3Т3. Согласно полученным результатам на керамике со сфероподобными порами адгезировалось меньше клеток, чем на керамике с порами нерегулярной формы. Однако при продолжительном инкубировании было замечено увеличение количества клеток на всех исследуемых образцах. Это говорит о том, что прикрепившиеся клетки начали активно пролиферировать. Таким образом, обнаружено, что при равном среднем размере пор в структуре биоинертных оксидных керамик, морфология и микрорельеф внутрипоровой поверхности становится определяющим фактором клеточной адгезии. Так, поры, обладающие менее регулярной структурой, создают более благоприятные условия с точки зрения клеточной активности *in vitro*.

Работы выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002 и Плана НИР Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра на 2020-2022 г., тема Эколан М-1.9.

ИЗУЧЕНИЕ БИОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОКОМПОЗИТА «ТИТАН/КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОЕ ПОКРЫТИЕ/ПОЛИМЕР» С ИММОБИЛИЗОВАННЫМ ВАНКОМИЦИНОМ

Сенькина Е.И., Комарова Е.Г., Казанцева Е.А., Просолов К.А., Казанцев С.О.,
Ложкомоев А.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

К материалам биомедицинского назначения, в частности для имплантологии, предъявляются высокие требования: они должны соответствовать определенным физико-механическим свойствам, обладать биосовместимостью и химической инертностью, и в то же время не должны вызывать аллергические и воспалительные реакции. В медицинском материаловедении актуальны два направления: разработка новых биоматериалов с заданными характеристиками и модификация существующих. Благодаря модификации появилось большое разнообразие биоконпозитов – высокотехнологичных материалов, в составе которых находятся два и более отдельно составляющих компонента. Среди металлических материалов титан (Ti) и его сплавы обладают наилучшей биологической совместимостью, отличной коррозионной стойкостью, а также отсутствием токсического действия [1]. К недостаткам можно отнести слабую остеоинтеграцию – невозможность материала создать условия для прорастания костной ткани. Разработка биоконпозитных материалов, сочетающих прочную металлическую основу и биоактивное керамическое покрытие на основе фосфатов кальция (КФ) помогает решить проблему недостаточной остеоинтеграции имплантата с костной тканью. Комбинируя эти материалы, можно получить имплантат с отличными физико-механическими и биологическими свойствами [2].

Целью настоящей работы являлось изучение биологических свойств разрабатываемых многослойных биоконпозитов (матриц-носителей), состоящих из биоинертной титановой (Ti) подложки, микродугового кальций-фосфатного (КФ) покрытия с объемно-пористой структурой и развитым рельефом поверхности, иммобилизованного в покрытие антибактериального препарата – ванкомицина, и полимерной пленки из биорезорбируемого сополимера молочной и гликолиевой кислот (PLGA), обеспечивающей пролонгированный выход антибиотика [3].

Для определения цитотоксичности исследуемого материала использовались следующие линии клеток: фибробласты мыши линии 3Т3, раковые клетки шейки матки HeLa и раковые клетки молочной железы MCF-7. Эксперименты *in vitro* проводились двумя способами: методом прямого контакта и экстракционным методом. Первый заключается в непосредственном контакте клеточной культуры с поверхностью образцов, а второй – в экстрагировании компонентов из образцов и культивировании клеток в среде с экстрактом.

Антимикробные исследования *in vitro* проводили методом прямого контакта матриц-носителей с патогенными штаммами бактерий золотистого стафилококка (*S. aureus*, ATCC 6538-P) и метициллин устойчивого золотистого стафилококка (MRSA, ATCC 4330) в течение 24 ч, а также диско-диффузионным методом путем опосредованного контакта бактерий с экстрактами матриц-носителей в течение 7 дней.

Анализ жизнеспособности клеток, культивируемых на образцах, показал, что покрытия с иммобилизованным ванкомицином не оказывают цитотоксического действия на линию клеток 3Т3 относительно КФ-матрицы, покрытой PLGA, и незначительно снижают пролиферативную активность клеток HeLa и MCF-7.

При исследовании цитотоксичности экстрактов из матриц носителей было установлено, что в физиологическом растворе экстракты из исходных КФ-матриц способствуют увеличению пролиферации клеток, а из КФ-матриц, покрытых сополимером молочной и гликолевой кислоты, в том числе импрегнированных ванкомицином к снижению пролиферации на 10-30 %.

В микробиологических испытаниях *in vitro* методом прямого контакта в течение 24 ч образцы с КФ покрытием, как импрегнированные одним ванкомицином (К+V), так и

впоследствии модифицированные полимером PLGA (Ⓟ), показали 100 % антибактериальную эффективность против штамма MRSA. Образцы с КФ покрытием без антибиотика, модифицированные PLGA (K+P), показали незначительную задержку роста бактерий, по сравнению с контрольной группой – КФ покрытием (K) (рисунок 1).

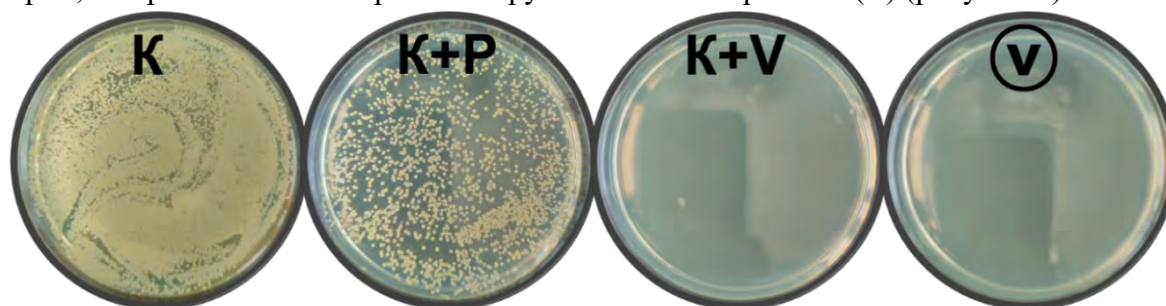


Рис. 1. Изображения чашек Петри с высевной культуры MRSA после прямого контакта с образцами: К – КФ покрытие; K+P – КФ покрытие с PLGA; K+V – КФ покрытие с ванкомицином; Ⓟ - КФ покрытие с ванкомицином и PLGA

Антибактериальное действие *in vitro* образцы демонстрировали и при использовании диско-диффузионного метода исследования. Чистое КФ покрытие и покрытие с добавлением PLGA не дали зон подавления роста бактерий. Экстракты из КФ покрытия с ванкомицином (K+V) дали устойчивую зону ингибирования размером около 8 мм уже после 1 часа выдержки, которая практически не изменялась на протяжении всего эксперимента. Экстракты из КФ покрытий с ванкомицином и PLGA (Ⓟ) начали образовывать зоны задержки роста только после 48 часов выдержки, которая постепенно увеличивалась и достигла максимальных значений (~ 8 мм) после 120 ч экстракции. Увеличение зоны ингибирования со временем выдержки свидетельствует о постепенном выделении антибиотика из матриц-носителей, покрытых полимером PLGA. Следует отметить, что для MRSA и *S. aureus* характерны одинаковые тенденции, как по степени увеличения зон ингибирования, так и по размеру.

Таким образом, разработанные многоуровневые композиты с КФ покрытием, импрегнированным ванкомицином, показали высокие биосовместимость и антибактериальную активность против патогенных штаммов золотистого стафилококка, а последующая модификация КФ покрытия полимером PLGA предотвратила «взрывное» выделение антибиотика и обеспечила пролонгированный антимикробный эффект.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 21-73-10265.

1. Modification of titanium surface via Ag-, Sr- and Si-containing micro-arc calcium phosphate coating / M.B. Sedelnikova, E.G. Komarova, Y.P. Sharkeev, A.V. Ugodchikova, T.V. Tolkacheva, J.V. Rau, V.V. Sheikin // *Bioactive Materials*. – 2019. – Vol. 4. – P. 224–235.
2. Material processing of hydroxyapatite and titanium alloy (HA/Ti) composite as implant materials using powder metallurgy: A review / A. Arifin, A.B. Sulong, N. Muhamad, J. Syarif, & M. I. Ramli // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 55. – P. 165–175.
3. UMAOH Calcium Phosphate Coatings Designed for Drug Delivery: Vancomycin, 5-Fluorouracil, Interferon α -2b Case / K.A. Prosolov, E.G. Komarova, E.A. Kazantseva, et al. // *Materials*. – 2022. – Vol. 15(13). – P. 4643.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ ПЛЕНОК Ag-Mo-S И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ИЗНОС СЕРЕБРЯНЫХ ПАР ТРЕНИЯ

Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одним из основных требований, предъявляемых к космическим аппаратам (КА), является обеспечение надежного функционирования и повышение срока активного существования на орбите. Важнейшим конструктивным узлом, определяющим срок службы на орбите сканеров-зондировщиков спутников дистанционного зондирования Земли, является токосъемник, вращающийся непрерывно в процессе эксплуатации и работающий как электроконтактная пара трения (ЭКПТ). Повысить срок эксплуатации ЭКПТ может осаждение электропроводящего износостойкого покрытия. Для смазывания трибоузлов КА, работающих в условиях открытого космоса, традиционно используются твердосмазочные покрытия на основе дихалькогенидов переходных металлов. Наибольшее распространение благодаря своим смазывающим свойствам в вакууме получил дисульфид молибдена MoS_2 . Однако применение чистого MoS_2 для смазывания слаботочной ЭКПТ невозможно из-за его высокого удельного электрического сопротивления. Снижение удельного электрического сопротивления MoS_2 возможно путем его легирования высокоэлектропроводным металлом. Твердая смазка, обладающая с одной стороны металлической электропроводностью и смазывающей способностью MoS_2 , с другой стороны, может быть перспективной для повышения износостойкости и срока службы ЭКПТ в условиях эксплуатации в открытом космосе.

Целью настоящей работы является исследование износостойкости, а также структуры и фазового состава композиционных покрытий, осажденных импульсным магнетронным распылением мишеней на основе Ag-Mo-S.

В работе с помощью просвечивающей и сканирующей микроскопии, микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа изучается состав, микроструктура и величина электропроводности (4-зондовый метод) твердосмазочного покрытия на основе Ag-Mo-S, полученного импульсным магнетронным распылением композиционной мишени. Исследована кинетика износа серебряных пар трения без покрытия и с покрытием в условиях вакуума при давлении остаточных газов, не превышающих 3×10^{-3} Па. Получены экспериментальные данные о характере износа и величине износостойкости.

Установлено, что электропроводящие магнетронные покрытия на основе системы Ag-Mo-S эффективно обеспечивают смазку серебряной пары трения при скольжении в вакуумных условиях. Скорость износа близка к нулевой в течение длительного времени эксплуатации пары трения более 400 часов в режиме ускоренных испытаний. Обсуждается механизм повышения износостойкости серебряных пар трения с многоуровневым твердосмазочным покрытием, который может быть связан с последовательным образованием подвижных иерархически организованных структур в пограничном слое.

Полученные результаты актуальны в космическом материаловедении с целью применения в проектировании и производстве высокоресурсных ЭКПТ для космических аппаратов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{53}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{22}$

Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В свете интенсивного повышения энергоэффективности и развития экологических технологий и в последнее время проявляется большой интерес к методам твердотельного охлаждения, основанного на эластокалорическом эффекте (ЭКЭ) [1, 2]. С точки зрения ЭКЭ сплавы NiMnGa обладают рядом полезных для эксплуатации особенностей: низкие напряжения развития мартенситных превращений (МП) под нагрузкой, возможность комбинирования ЭКЭ и магнитокалорического эффекта и широкий температурный интервал сверхэластичности (СЭ), позволяющий использовать ЭКЭ в твердотельном охлаждении в широком спектре эксплуатационных условий [3 – 5]. Тем не менее, ЭКЭ в сплавах NiMnGa исследовался лишь в поликристаллах в небольшом количестве работ [3 – 5]. Однако сплавы NiMnGa характеризуются высокой анизотропией физико-механических свойств. Кроме того, в зависимости от ориентации наблюдается различный вклад раздвойникового мартенсита в деформацию превращения. Эти факторы могут существенно влиять на проявление ЭКЭ, поэтому необходимы исследования ЭКЭ в монокристаллах. В связи с этим работа посвящена исследованию эластокалорического эффекта и механизмов его циклической деградации в однофазных [001]- и [011]-монокристаллах сплава $\text{Ni}_{53}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{22}$.

Для исследования выбраны отожженные при 1273 К, 1 ч монокристаллы, ориентированные вдоль [001]- и [011]-направлений с одинаковой деформацией превращения при развитии L_{21} – L_{10} МП с учетом образования сдвойникованной СVP-структуры мартенсита и ее последующего раздвойникового $\varepsilon_{\text{CVP}+\text{detw}} = 5.8\%$. Вдоль [001]-направления отсутствует вклад раздвойникового мартенсита при развитии МП под нагрузкой ($\varepsilon_{\text{detw}} = 0\%$, $\varepsilon_{\text{CVP}} = 5.8\%$), вдоль [011]-направления $\varepsilon_{\text{detw}} \approx 2.9\%$, $\varepsilon_{\text{CVP}} \approx 2.9\%$. Отжиг проведен для устранения возможных неоднородностей в материале. Величина ΔT_{ad} определена путем непосредственного измерения температуры образца высокочувствительной термопарой в циклах нагрузка/разгрузка в условиях СЭ. Механические испытания проведены при скоростях нагрузки 10^{-3} с^{-1} и разгрузки $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. Такие скорости нагрузки и разгрузки обеспечивают условия развития МП, близкие к изотермическим и адиабатическим, соответственно.

Показано, что монокристаллы, ориентированные вдоль [001]-направления, обладают стабильным эффектом СЭ с величиной обратимой деформации до 3,8 % в температурном интервале от 423 К до более 543 К, предел текучести мартенсита превышает 1000 МПа. В [011]-монокристаллах наблюдается значительно более высокая диссипация энергии за цикл СЭ, а коэффициент деформационного упрочнения θ зависит от степени заданной деформации и может принимать отрицательные значения. Это обусловлено совместными процессами образования мартенсита и раздвойникового образованного L_{10} -мартенсита. Максимальная величина ЭКЭ ΔT_{ad} достигает 11,1 К вне зависимости от ориентации, температурный интервал проявления ЭКЭ определяется температурным интервалом СЭ и составляет 35 К и более 120 К в [011]- и [001]-монокристаллах, соответственно. Определены значения изменения энтальпии при развитии МП ΔH_{tr} по калориметрическим кривым в циклах нагрев/охлаждение в свободном состоянии оценен теоретический ресурс ЭКЭ, который составляет 18,4 К.

Исследование циклической стабильности проведены вблизи начала температурного интервала СЭ при постоянной амплитуде деформации. Показано, что кристаллы, ориентированные вдоль [001]-направления, проявляют высокую циклическую стабильность СЭ: развитие L_{21} – $10\text{M}/14\text{M}$ – L_{10} под нагрузкой характеризуется узким механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 32 \text{ МПа}$ и низкими напряжениями образования мартенсита $\sigma_{\text{Ms}} \sim 70 \text{ МПа}$, значения которых практически постоянны в течение 100 циклов нагрузка-разгрузка (рисунок

5.3). Величина необратимой деформации за 100 циклов составляет менее 0,2 %. Величина ЭКЭ ΔT_{ad} за 100 циклов изменяется в пределах погрешности измерений, относительное увеличение не превышает 6 %.

Необратимость в [011]-монокристаллах наблюдается уже с первого цикла СЭ, с ростом числа циклов происходит накопление величины необратимой деформации до 1,9 %. Циклирование в условиях СЭ сопровождается падением критических напряжений образования мартенсита. Величина ЭКЭ и диссипация энергии падают непрерывно с первого цикла, относительное уменьшение величины ЭКЭ за 100 циклов составляет 44 %.

Показано, что в [001]-кристаллах за счет отсутствия раздвойникового L1₀-мартенсита рассеяние энергии и накопление дефектов кристаллического строения мало, высокий предел текучести мартенсита более 1000 МПа не позволяет развиваться пластической деформации. Низкий предел текучести в [011]-кристаллах 402 МПа, а также развитие двойникового с повышенной диссипацией энергии и дефектообразованием приводит к циклической деградации материала.

Методами электронной микроскопии исследована микроструктура отоженных [011]-кристаллов сплава Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂ после циклических испытаний. Установлено, что механизмами деградации циклической стабильности СЭ и ЭКЭ [011]-кристаллов являются остаточный L1₀-мартенсит, содержащий высокую плотность деформационных {101}_{L10}-двойников, и накопление высокой плотности дислокаций и дефектов упаковки за счет раздвойникового сдвойникового по плоскостям {111}_{L10} L1₀-мартенсита под нагрузкой и увеличения рассеяния энергии в условиях низкого предела текучести мартенсита $\sigma_M = 402$ МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-19-00153.

1. Elastocaloric cooling potential of NiTi, Ni₂FeGa, and CoNiAl. / G.J. Pataky [et al.] // Acta Mater. – 2015. – Vol. 96. – P. 420–427. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.011.
2. A review of elastocaloric cooling: Materials, cycles and system integrations / S. Qian [et al.] // Int. J. Refrig. – 2016. – Vol. 64. – P. 1–19. – DOI: 10.1016/j.ijrefrig.2015.12.001.
3. Combined caloric effects in a multiferroic Ni–Mn–Ga alloy with broad refrigeration temperature region / Y. Hu [et al.] // APL Materials. – 2017. – Vol.5. – P 046103. – DOI:10.1063/1.4980161.
4. Large elastocaloric effect driven by stress-induced two-step structural transformation in a directionally solidified Ni₅₅Mn₁₈Ga₂₇ alloy / D. Li [et al.] // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 163. – P. 116–120. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2019.01.014.
5. Orientation dependent cyclic stability of the elastocaloric effect in textured Ni-Mn-Ga alloys / L.Wei [et al.] // AIP Advances. – 2018. – Vol. 8. – P. 055312. – DOI:10.1063/1.5028212.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$

Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время сплавы с эффектом памяти формы, способные испытывать термоупругие мартенситные превращения (МП) и вследствие этого проявлять комплекс функциональных свойств, находятся в центре научного внимания. Дополнительная возможность эксплуатации материала в широком температурном интервале и/или в условиях высоких приложенных напряжений способствуют тому, что материал становится более привлекательным для исследования и дальнейшего использования в различных сферах деятельности, в том числе инженерии, автомобилестроении, робототехнике, авиа и космической отрасли, микросистемной технике [1]. Одним из наиболее исследованных и широко используемых материалов является TiNi , известный своей высокой величиной обратимости, высокой коррозионной стойкости, низкими критическими напряжениями образования мартенсита и характеристическими температурами, близких к комнатным, что делает его наиболее удобным для использования в медицине [2]. Однако, для широкого практического применения данного сплава необходим как комплекс дополнительных функциональных свойств, так и более высокие прочностные характеристики с возможностью эксплуатации в области экстремальных температур (низких или высоких). Для решения подобной задачи была разработана система NiTiHf , которая обладает вышеперечисленными особенностями (высокие характеристические температуры B2-B19' МП, высокие прочностные свойства, высокие критические напряжения для образования мартенсита, широкий температурный гистерезис), а также имеет возможность по контролю характеристических температур посредством отжига. Известно, что двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ), в данных сплавах получают посредством длительных тренировок. При этом наличие ДЭПФ дополнительно улучшает возможности актуаторов, позволяет не использовать внешние напряжения для возвращения рабочего элемента в исходное положение и значительно упрощает конструкции рабочих устройств. В настоящий момент в литературе практически отсутствуют данные по циклической стабильности ДЭПФ, его деградации, а также нет информации о динамике вязкоупругих свойств сплавов NiTiHf , что определяет цель настоящей работы.

В работе использовались поликристаллы сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ (ат. %), выплавленные методом электродуговой плавки из компонентов высокой чистоты (99.99 %). Образцы для растяжения вырезались до размеров $20 \times 1.5 \times 2.5 \text{ мм}^3$ в виде двусторонних лопаток посредством электроискровой резки и в дальнейшем механически шлифовались и электролитически полировались. Средний размер зерна в поликристаллах составлял $\sim 36 \text{ мкм}$ и не наблюдалось его значительного изменения после проведения дополнительных термических обработок.

В поликристаллах $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$, состаренных при 773 К, 3ч (исходные поликристаллы), термоупругие B2-B19' МП при охлаждении/нагреве наблюдаются при высоких температурах: $M_s = 421 \text{ К}$, $M_f = 407 \text{ К}$, $A_s = 439 \text{ К}$, $A_f = 453 \text{ К}$. Близкие характеристические температуры МП были получены ранее на поликристаллах $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{29.7}\text{Hf}_{20.0}$ (ат. %) после экструзии при 900°C и затем состаренных при 773 К, 3ч [3].

Экспериментально обнаружено и подтверждено, что режим старения 773 К, 3ч приводит к выделению дисперсных частиц Н-фазы с размерами 10-15 нм. Эти частицы имеют гранецентрированную орторомбическую решетку [4] и полностью включаются мартенситными ламелями. Также необходимо отметить, что варианты B19'-мартенсита не только включают в себя наноразмерные частицы Н-фазы, но и содержат высокую плотность составных (001) нанодвойников. Подобная структура наблюдалась ранее в работе [4].

Режим тренировки для индуцирования ДЭПФ состоял в термоциклировании (10 циклов охлаждение/нагрев) образца под действующей нагрузкой 300 МПа через интервал развития

МП. После 10 тренировочных циклов была исследована циклическая стабильность ДЭПФ.

Экспериментально показано, что тренировки приводят к изменению закономерностей развития термоупругих МП в состаренных поликристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$.

При охлаждении/нагреве в свободном состоянии до тренировок в исходных образцах реализуется В2-В19' МП с приоритетным образованием самоаккомодирующей структуры В19'-мартенсита и незначительным изменением размеров образца (менее 0.5% от общей длины). После проведения тренировочных циклов в образцах появляется ДЭПФ, при этом его величина растёт с количеством проведённых тренировочных циклов от 0.9% после первого цикла до 2.2% после 10 цикла, а сама кривая «деформация-температура» сдвигается в область более высоких температур.

Последующие 100 циклов ДЭПФ в свободном состоянии приводят к уменьшению общей величины обратимой деформации на ~30% (до 1.6%), что находится в соответствии с предшествующими работами, где ДЭПФ получен за счёт тренировок при других режимах. В работе [5] на поликристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{29.7}\text{Hf}_{20}$ (ат. %) после экструзии и последующей тренировки (100 циклов под действием нагрузки 150 МПа) при деформации растяжением максимальная полученная величина обратимого ДЭПФ составляет 1.5% (после 10 циклов), а после старения при 823 К, 3 часа наблюдаемая величина ДЭПФ равна 1.3% (после тренировки 100 циклов при приложенных 200 МПа).

Экспериментально получено, что после проведения тренировок и последующего циклирования ДЭПФ в материале увеличиваются модули упругости для обеих фаз (14 ГПа для мартенситной фазы и 8 ГПа для аустенитной фазы), а также значительно возрастает внутреннее трение материала (в 2 раза).

Сравнение результатов с данными предыдущей работы [4], где ДЭПФ был получен посредством выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой, показало, что поведение модулей упругости и внутреннего трения очень похоже: рост значений модулей упругости по сравнению с исходным состоянием одинаков, тогда как увеличение внутреннего трения выше (в 3 раза) в поликристаллах после выдержки в мартенситном состоянии под нагрузкой, чем после тренировок.

Таким образом, получено, что в поликристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ (ат. %), отожженных при 773 К, 3 часа с размером зерна ~36 мкм, возможно индуцировать высокотемпературный ДЭПФ с величиной обратимой деформации до 2.2% при растяжении посредством 10 тренировочных циклов под нагрузкой 300 МПа. Необходимо отметить, что изменение микроструктуры в процессе тренировок для индуцирования ДЭПФ сопровождается изменением вязкоупругих свойств материала. Последующее циклирование ДЭПФ в свободном состоянии через температурный интервал МП приводит к снижению величины ДЭПФ на 30% (до 1.6%). При этом основное снижение величины ДЭПФ наблюдается только в первых 5-10 циклах, тогда как последующее циклирование практически не влияет на кривые «деформация-температура».

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России проект №FSWH-2020-0022.

1. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.M. Jani, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. – DOI: 10.1016/j.matdes.2013.11.084.
2. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук, Т.Л. Чекалин и др. – Томск: Изд.-во Томского университета, 2006. – 296 с.
3. Effects of nanoprecipitation on the shape memory and material properties of an Ni-rich NiTiHf high temperature shape memory alloy / H.E. Karaca, S.M. Saghaian, G. Ded, H. Tobe, B. Basaran, H.J. Maier, R.D. Noebe, Y.I. Chumlyakov // *Acta Materialia*. – 2013. – Vol. 61. – P. 7422–7431. – DOI: 10.1016/j.actamat.2013.08.048.
4. The Effect of Subsequent Stress-Induced Martensite Aging on the Viscoelastic Properties of Aged NiTiHf Polycrystals / *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 1890–1899. – DOI: 10.3390/met11121890.
5. Work production using the two-way shape memory effect in NiTi and a Ni-rich NiTiHf high-temperature shape memory alloy / K.C. Atli, I. Karaman, R.D. Noebe, G. Bigelow, D. Gaydosh // *Smart Materials and Structures*. – 2015. – Vol. 24. – 125023. – DOI: 10.1088/0964-1726/24/12/125023.

ВЛИЯНИЕ МИКРОЧАСТИЦ β -ТКФ И ВОЛЛАСТОНИТА НА ФОРМИРОВАНИЕ БИОПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ Mg0.8Ca

^{1,2}Угодчикова А.В., ²Седельникова М.Б., ²Толкачева Т.В., ²Шаркеев Ю.П.

¹Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований, Троицк

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Магний и его сплавы является перспективным материалом для медицинского применения в качестве биodeградируемых имплантатов нового поколения, которые способны постепенно растворяться и замещаться в области дефекта сформированной естественной костной тканью. Значения плотности и модуля упругости чистого магния (1,7 – 2,0 г/см³ и 45 ГПа) сопоставимы с значениями для костной ткани (1,8 – 2,1 г/см³ и 10 – 40 ГПа). Главным недостатком магния является слишком низкая коррозионная стойкость и интенсивное выделение водорода в процессе растворения магния, что может стать причиной воспалительных процессов в тканях [1].

Соединения кальций-фосфатной керамики, такие как гидроксиапатит (ГАП, Ca₁₀(PO₄)₆(OH)₂) и бета-трикальцийфосфат (β -ТКФ, Ca₃(PO₄)₂) обладают остеоиндуктивными и остеокондуктивными свойствами и уже находят применение в травматологии и ортопедии, а также челюстно-лицевой хирургии [2]. Однако, слабые механические свойства чистой керамики не позволяют использовать ее в качестве несущих конструкций имплантатов в травматологии и ортопедии. Также, авторы работ обнаружили, что интенсивное образование фосфатов кальция происходит в присутствии групп SiO_{хп}. Эти группы стимулируют сорбцию ионов Ca²⁺ и (PO₄)³⁻, что приводит к формированию костной ткани. Таким образом, силикаты кальция, такие как волластонит (CaSiO₃) являются не менее перспективными материалами в медицинском применении [3]. С помощью метода микродугового оксидирования (МДО) возможно получить пористое керамическое силикатно-фосфатное биопокрывтие на поверхности магниевых сплавов с высокими адгезией к подложке и биоактивными свойствами.

Целью исследования было создание фосфатно-силикатных биопокрывтий методом МДО в электролитах, содержащих β -ТКФ и волластонитовые микрочастицы на поверхности сплава Mg0.8Ca, а также сравнительное изучение их морфологии поверхности и свойств.

Для проведения эксперимента были изготовлены образцы – пластины размером 10×10×1 мм³ из сплава Mg0.8Ca. Силикатно-фосфатные покрытия наносили на установке «MicroArc-3.0» с импульсным источником питания постоянного тока (ИФПМ СО РАН, г. Томск), в анодном потенциостатическом режиме. Для формирования покрытий использовали электролиты с компонентами, представленными в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав электролитов

Соединения	I	II	III
CaSiO ₃	-	30–60	20–40
β -Ca ₃ (PO ₄) ₂	30–70	-	20–40
Na ₂ HPO ₄ ·12H ₂ O	30–50	-	-
NaOH	5	5	5
Na ₂ SiO ₃	-	10	10
NaF	3	3	3
Символ покрытия	ТС	WS	TW

β -ТКФ и волластонит вводили в электролит в виде порошков с размерами частиц 1,5–3,0 мкм и 20 мкм (средняя длина), соответственно.

Процесс МДО проводили при следующих параметрах: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, величина напряжения – 350-500 В, длительность процесса – 5 мин. Исследование морфологии поверхности покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа (Carl Zeiss LEO EVO 50). Фазовый состав определяли с помощью рентгеновского дифракционного анализа (XRD, ДРОН-7) в угловом диапазоне 2 θ = 10–95° с шагом сканирования 0.02° с Co K α излучением. Оценка адгезионной прочности

покрытия к подложке была проведена методом скретч-теста (CSM Instruments, Needham Heights, MA, USA) с радиусом индентора 200 мкм и максимальной нагрузкой до 20 Н.

Результаты исследования показали, что интенсивность МДО процесса зависит от состава электролита, в том числе от дисперсной фазы. Измерения плотности тока в самом начале процесса показали, что она достигала значений 1,5 А/см² для WS-покрытий и 0,5 А/см² для TW-покрытий. С увеличением напряжения МДО начальная плотность тока увеличивается. Наименьшие значения толщины и шероховатости соответствуют ТС-покрытиям, равные 80 и 8 мкм, соответственно. Максимальные значения толщины достигаются при напряжении 500 В, и, в случае WS-покрытий, толщина равна 150 мкм. TW-покрытия демонстрируют наибольшее значение шероховатости $R_a = 10,5$ мкм.

Покрытия имеют ярко выраженную пористую структуру (рис. 1). На поверхности покрытий присутствуют частицы дисперсной фазы в неизменном виде, осажденные из электролита, образуя поверхностный кристаллический слой. Это изометрические частицы ТКФ в ТС-покрытиях (рис. 1а) и удлиненные частицы волластонита в WS-покрытиях (рис. 1б). В комбинированном TW-покрытии оба типа частиц присутствуют одновременно (рис. 1в).

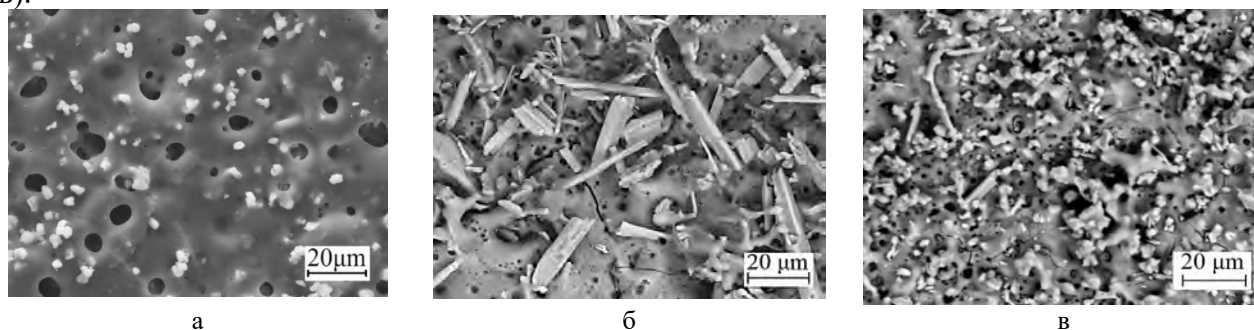


Рис. 1. Морфология поверхности покрытий ТС (а), WS (б) и TW (в) при напряжении МДО 350 В

В начале МДО процесса частицы ТКФ и волластонита плавятся под действием горящих микроарзрядов и непосредственно встраиваются в структуру покрытий. Осаждение кристаллических частиц на поверхности покрытий происходит в течение заключительного периода процесса МДО, когда плотность тока становится минимальной и стремится к нулю. Для покрытий ТС и WS этот период составляет от 50 до 300 с, в то время как для TW-покрытий от 25 до 300 с. Стоит отметить, что наиболее высокие адгезионные свойства имеют ТС-покрытия с величина критической нагрузки порядка 19,2 Н.

Рентгеновская дифракция всех покрытий указывает на их аморфно-кристаллическую структуру. В диапазоне углов от 10 до 45 градусов присутствует область диффузного рассеяния. Помимо рефлексов, соответствующих подложке Mg (ICDD #35-0821), наблюдаются также пики кристаллических фаз β-ТКФ (ICDD #09-0169) и волластонита (ICDD #31-0300). В результате плазмохимических реакций образуются соединения α-ТКФ (ICDD #09-0348), форстерита (Mg_2SiO_4 ICDD #34-0189), ГАП (ICDD #09-0432) и оксида магния (ICDD #45-0946).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW-2021-0007.

1. Review of magnesium-based biomaterials and their applications / N. Sezer, Z. Evis, S.M. Kayhan, A. Tahmasebifar, M. Koç. // J. Magnes. Alloy. – 2018. – Vol. 6. – P. 23–43. – DOI:10.1016/j.jma.2018.02.003.
2. Comprehensive in vitro testing of calcium phosphate-based bioceramics with orthopedic and dentistry applications / R. Albulescu, A.C. Popa, A.M. Enciu, et. al. // Materials. – 2019. – Vol.12. – P. 3704. – DOI:10.3390/ma12223704.
3. In vitro bioactivity and degradation behaviour of β-wollastonite derived from natural waste / S. Palakurthy, V.G. Reddy K., R.K. Samudrala, P.A. Azeem // Mat. Sci. Eng. C. – 2019. – Vol. 98. – P. 109–117. – DOI:10.1016/j.msec.2018.12.101.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА, ИЗГОТОВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ

Утяганова В.Р., Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Рубцов К.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В последние годы металлические аддитивные технологии вызывают всё больший интерес из-за их универсальности и экономическим выгодам [1]. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) имеет явные преимущества когда речь идет об изготовлении деталей из алюминиевых сплавов благодаря отличной энергетической связи алюминия и луча [2, 3].

Легкие алюминиево-кремниевые сплавы используются в автомобильной, авиакосмической, железнодорожной и других отраслях промышленности благодаря их уникальному соотношению прочности к весу [4]. Присутствие эвтектики в сплавах Al-Si определяет их литейную способность и низкую усадку. Изделия из силумина используются в качестве теплообменников, поршней двигателей, автомобильных узлов и других деталей. Так как силумины используются в различных средах, в том числе и в агрессивных, стоит задача изучить их коррозионную стойкость [5]. В связи с чем, целью данной работы является изучение микроструктурных и коррозионных свойств тонкостенного изделия из алюминиевого сплава AlSi12, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства при различных режимах печати.

Для проведения исследований коррозионной стойкости были изготовлены тонкостенные образцы из алюминиевого сплава АК12 с диаметром 1,2 мм на подложке из сплава АМг5. Были сформированы три стенки с различной подачей тепла при печати. Значения тепловложения, при печати образцов, менялось экспоненциально и регулировалось путем изменения величины тока. Образцы для коррозионной стойкости вырезаны из середины изделия. Электролитом был водный раствор хлорида натрия 3,5%. Испытания коррозионной стойкости проводили с использованием потенциостата Electrochemical Instruments P45X. Профили поверхностей измерены конфокальным лазерным микроскопом Olympus LEXT OLS4100.

На поверхности, всех исследуемых образцов, наблюдаются области с питтингами. Питтинг протекает исключительно по алюминиевой матрице не затрагивая эвтектику. Показано, что увеличение тепловложения в момент печати образцов снижает их коррозионную стойкость.

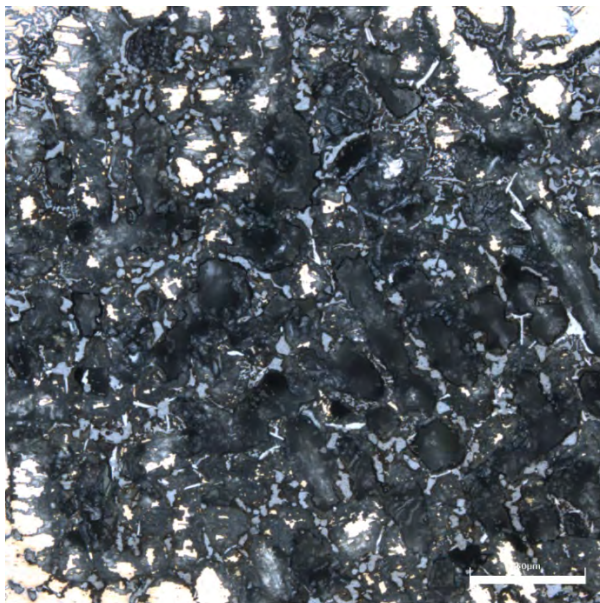


Рис. 1. Изображение поверхности образца после коррозии сплава АК12, напечатанного методом (ЭЛАП)

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FWRW-2022-0004).

1. Direct additive manufacturing of metal parts for automotive applications / N. Zhao, M. Parthasarathy, S. Patil, D. Coates, K. Myers, H. Zhu, W Li // J Manuf Syst. – 2023. – Vol. 68. – P. 368-375. – DOI:10.1016/j.jmsy.2023.04.008.
2. Progress in additive manufacturing on new materials: A review / N. Li, S. Huang, G. Zhang, R. Qin, W. Liu, H. Xiong, G. Shi, J. Blackburn // J Mater Sci Technol. – 2019. – № 35. – P. 242–269. – DOI:10.1016/j.jmst.2018.09.002.
3. Micro-, Meso-and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, A.V. Chumaevsky, E.G. Astafurova // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – №. 6. – P. 479-491.
4. Microstructure and mechanical property correlation for additively manufactured aluminum-silicon alloys / L. Hitzler, E. Sert, A. Öchsner, E. Werner // Quality Analysis of Additively Manufactured Metals. – Elsevier, – 2023. – P. 355-387. – DOI:10.1016/B978-0-323-88664-2.00010-5.
5. Zhao Y., Liu H. B., Zhao C. Y. Experimental study on the cycling stability and corrosive property of Al-Si alloys as phase change materials in high-temperature heat storage // Sol. Energy Mater Sol. Cells. – 2019. – Vol. 203. – P. 110165. – DOI:10.1016/j.solmat.2019.110165.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ

Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В последние годы, алюминиевая бронза получила широкую популярность благодаря своим уникальным инженерным свойствам. [1]. Алюминиевая бронза обладает высокой прочностью и пластичностью, износостойкостью и коррозионной стойкостью. Алюминиевые бронзы используют в качестве валов, клапанов и деталей насосов [2, 3]. Композиционные алюминиевые бронзы позволяют расширить возможности для решения важных прикладных задач. Аддитивное производство вносит огромный вклад для развития промышленности так как позволяет в короткие сроки изготовить детали сложной геометрии [4]. В работе [5] изучено влияние легирования смесей порошков состава Fe–Ni и Fe–W в алюминиевую бронзу, полученных электронно-лучевым аддитивным методом. Показано, что легирование порошковыми смесями Fe–Ni и Fe–W способствуют повышению значений механических свойств материала, а его износостойкость возросла в 2 раза по сравнению с чистой алюминиевой бронзой. Целью данной работы является определение структурно-фазового состояния напечатанной композиционной алюминиевой бронзы, изготовленной методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

С использованием электронно-лучевой аддитивной установки были получены композиционные материалы с матрицей из алюминиевой бронзы. На подложку сплава 12Х18Н9Т наплавлялась проволока сплава БрАМц9-2 до 8 мм, после чего на напечатанное изделие наносилась смесь порошков фиксированного состава (таблица 1) и растворялась в матрицу под воздействием электронного луча. Вблизи подложки формируется переходной слой толщиной 3 мм, а структура композита состоит из зерен α -Cu с крупными агломератами. В структуре композиционного материала не наблюдается пор и трещин.

Таблица 1. Состав и соотношение элементов в исходной смеси порошка

Химический состав, вес. %			
Ni	Co	Cr	Fe
25	25	25	25

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FWRW-2022-0004).

1. Effects of frequency on the fretting wear behavior of aluminum bronze coatings / Z. Shi et al. // Surface and Coatings Technology. – 2023. – Vol. 457. – P. 129306.
2. Decomposition of β' -martensite in annealing the additively manufactured aluminum bronze / A. Zykova et al. // Materials Letters. – 2023. – Vol. 338. – P. 134064.
3. Experimental study on aluminium bronze coatings fabricated by low pressure cold spraying and subsequent heat treatment / M. Winnicki et al. // Surface and Coatings Technology. – 2023. – P. 129260.
4. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing / A. Zykova et al. // Progress in Additive Manufacturing. – 2022. – P. 1-16.
5. Regularities of Structure Formation and Properties of Composite Materials Based on Aluminum–Manganese Bronze Produced by Electron Beam Additive Manufacturing with the Addition of Iron, Nickel, and Tungsten Powders During Printing / V.R. Utyaganova et al. // Russian Physics Journal. – 2023. – Vol. 65. – №. 9. – P. 1584-1591.

О ФАЗОВОМ СОСТАВЕ КОНТАКТНЫХ СЛОЕВ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ ПОД ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ

Фадин В.В., Алеутдинова М.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Износостойкость является наиболее важной характеристикой скользящего контакта материалов. Поэтому все трибологические исследования должны быть направлены на достижение максимальной износостойкости скользящего контакта в заданных условиях. Внешнее воздействие на зону контакта задается давлением в контакте, скоростью скольжения и т.п. Тяжёлые условия трения могут быть заданы электрическим током, протекающим через скользящий контакт. Высокая плотность тока вызывает изменения структуры контактных слоёв. Выявление параметров структур этих слоёв, соответствующих низкому износу, может быть полезным при создании износостойких узлов трения с токосъёмом. Материалы таких пар трения основаны, как правило, на железе или на меди. Целью настоящей работы является определение взаимосвязи соотношения компонентов исходной структуры токосъёмных композитов, компонентов структур их контактных слоёв, их интенсивности изнашивания и электропроводности их контактов.

Модельными токосъёмными материалами служили спечённые порошковые композиты составов Cu-10%графит-Fe и Cu-10%графит-ШХ, где ШХ есть сталь, переработанная из шлифовального шлама производства подшипников. Спекание проведено в вакуумной печи при $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 часов. Нагружение материалов трением проведено без смазки под воздействием переменного тока (50 Гц), при давлении $p=0,13\text{ МПа}$, скорости скольжения $v=5\text{ м/с}$ на машине трения СМТ-1 по схеме «вал-колодка» (точнее «pin-on-ring»). Контртелом служила сталь 45 (572 Н_ц). Путь трения составлял 9 км при каждом испытании. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где h есть изменение высоты образца на дистанции скольжения L . Контактная плотность тока определена как $j=i/A_a$, где i есть ток, протекающий через номинальную площадь контакта A_a . Удельная поверхностная электропроводность контакта определена как $\sigma_a=j/U$, где U есть контактное падение напряжения.

В общем случае представляется целесообразным сравнить работоспособность композитов по трём характеристикам контакта, а именно – интенсивность изнашивания I_h , электропроводность контакта σ_a и плотность тока j_c , соответствующие началу катастрофического изнашивания. Было показано, что композиты составов Cu-Гр-10%Fe и Cu-Гр-10%ШХ и Cu-Гр-40%ШХ показали низкие износостойкость и электропроводность контактов. Рентгенограммы поверхностей контакта этих композитов не содержали пиков FeO. Кроме того, методом Оже-спектроскопии было обнаружено высокое (более 40 ат.%) содержание меди. Композиты составов Cu-Гр-40%Fe, Cu-Гр-70%Fe и Cu-Гр-70%ШХ показали высокие износостойкость и электропроводность контактов. Рентгенограммы их поверхностей трения содержали пики FeO и из данных Оже-спектроскопии следовало, что концентрация меди на поверхности контакта не превышала 20 ат.%. Высокое содержание FeO на поверхности скольжения препятствует адгезии в пятнах контакта и играет роль смазки. Кроме того, FeO вызывает упрочнение контактного слоя. Высокая концентрация меди на поверхности скольжения вызывает адгезию и, соответственно, увеличение износа. Можно утверждать, что Cu и FeO на поверхности скольжения являются факторами, которые влияют наиболее сильно на износ и электропроводность контакта.

Выводы. Высокая износостойкость композитов на стальной основе достигается в случае образования на поверхности достаточного количества FeO и низкой концентрации меди в зоне контакта.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СЛОЕВ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Zr-Y-O/SiAl-N НА ЕГО КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ

Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Калашников М.П. Нейфельд В.В. Сергеев В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Нержавеющая сталь известна своей хорошей стойкостью к коррозии в агрессивных средах. Однако в средах, содержащих хлориды, она подвержена локальной коррозии.

Полностью устранить коррозию сложно, но ее интенсивность можно снизить благодаря выбору подходящих материалов, использованию новых сплавов, ингибиторов коррозии и нанесение защитных пленок и покрытий на поверхность металла. Как правило, керамика и керамические покрытия демонстрируют хорошую коррозионную стойкость в агрессивных средах благодаря своей хорошей пассивности и изоляционным свойствам. Среди них предпочтительны покрытия ZrO_2 из-за их превосходной твердости, низкой теплопроводности, хорошей механической и химической стойкости и высокотемпературных свойств.

В работе исследована коррозионная стойкость нержавеющей стали 12Х18Н10Т с многослойным покрытием на основе Z-Y-O/Si-Al-N с разной толщиной слоев в покрытии от 150 до 2000нм.

Для оценки коррозионной стойкости покрытий проводили ускоренные электрохимические испытания на потенциостате в растворе хлористого натрия с использованием трехэлектродной системы измерения, где электрод сравнения – хлорсеребрянный, вспомогательный – графитовый, а рабочим электродом является образец с анализируемым покрытием на подложке из нержавеющей стали. По результатам измерений, представленным на рисунке 1, установлено, что коррозионная стойкость образцов с покрытием, независимо от количества слоев в нем, существенно превышает коррозионную стойкость образцов без покрытия, поскольку скорость коррозии напрямую зависит от значений I_{gi} . На рисунке хорошо виден сдвиг кривых в область меньших значений тока и больших значений напряжения.

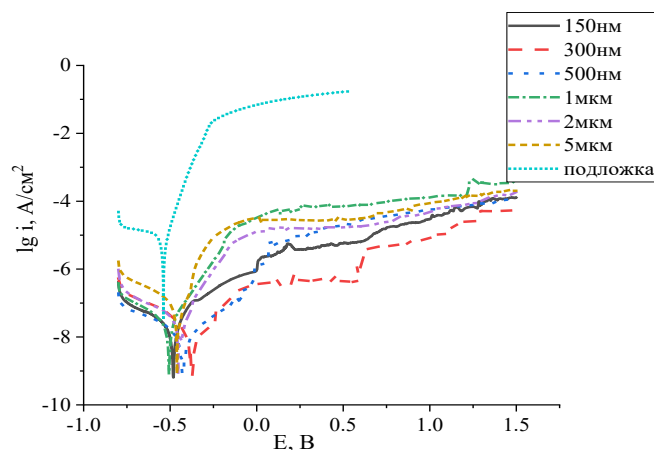


Рис. 1. Потенциодинамические кривые на образцах с покрытиями различной архитектуры и на подложке без покрытия

Т.о. для образцов с покрытием характерно не только уменьшение скорости коррозии, но и способность к окислению поверхности у образцов с покрытием существенно ниже в связи со сдвигом потенциала в область больших значений. Наибольшую инертность показывают покрытия со слоями 300 и 500нм.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АВИАЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Сергеев О.В., Сунгатулин А. Р., Сергеев В.П., Воронов А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что авиационные стали обладают высокой вязкостью разрушения, трещиностойкостью, хорошо свариваются всеми видами сварки с обеспечением высокой прочности сварных соединений после термической обработки. Кратковременный предел прочности для стали ВНС-5 составляет 1200–1650 МПа. Несмотря на то, что ВНС-5 позиционируется в качестве коррозионностойкой стали, изделия при длительной эксплуатации в субтропических условиях, имеют недостаточную усталостную долговечность. Для исключения подобного типа разрушений металла необходима защита поверхностных слоев в виде покрытия или модификации поверхности посредством высокоэнергетического воздействия ионными пучками.

Ионная имплантация создает градиентный слой, способный предотвращать не только проникновение трещин внутрь материала, но и, в целом, образование микротрещин в поверхностном слое. Ранее установлено, что в условиях циклического нагружения имплантация ВНС-5 азотом приводит к увеличению усталостной долговечности более чем три раза (исходное состояние - 100 тыс. циклов, после имплантации – 320 тыс. циклов). Кроме того, нами ранее показано, что имплантация углерода увеличивает микротвердость поверхностных слоев в 1,8 раза.

Цель данной работы провести исследования особенностей изменения усталостной долговечности авиационной стали ВНС-5 в результате высокоэнергетической имплантации ионами C^+ .

Образцы стали ВНС-5 имплантировали углеродом с флюенсом до $6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ при ускоряющем напряжении 80 кВ. Методом МСВИ установлено, что углерод проникает в сталь на глубину 120 нм в количестве 6,57 ат.%, убывая до 0 на глубине 200 нм.

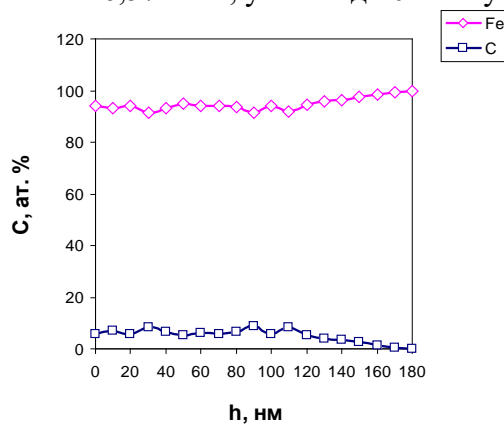


Рис. 1. Зависимость содержания имплантируемого углерода от глубины проникновения ионов C^+

При испытаниях на усталостную долговечность экспериментальных образцов установлено, что имплантация ионами углерода стали ВНС-5 со стандартной термообработкой при нагрузке 147,7 Н ($\sigma = 0,8\sigma_B$) приводит к увеличению длительности испытаний до разрушения образцов от 35 минут (10×10^4 циклов) до 111 минут (30×10^4 циклов). Таким образом, имплантация углерода позволила увеличить усталостную долговечность в ~ 3 раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КРЕМНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПУТЕМ ПОСЛОЙНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Филиппов А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Современные технологии аддитивного производства предоставляют гибкие возможности для конструирования деталей машин, их быстрого прототипирования и запуска в единичное и мелкосерийное производство. В тоже время для эффективного использования этих технологий требуется подбирать рациональные режимы печати для разнообразных конструкционных материалов (металлов и сплавов), обладающих различными теплофизическими свойствами (температура плавления/кипения, коэффициент термического расширения и т.п.). Для аддитивного производства чаще всего используются технологии лазерного [1], электродугового [2] и электронно-лучевого аддитивного [3] производства. В двух последних случаях существенной проблемой является формирование крупнозернистой структуры и неравномерности размеров зерен в объеме напечатанного изделия. В связи с этим возникает существенная анизотропия механических свойств. Для устранения структурной неоднородности используются различные методы. Из них наиболее эффективными в настоящее время считаются термическая и механическая обработка материала в процессе печати или после её завершения. В тоже время наиболее актуальной задачей является подбор методов *in-situ* управления структурой материала в процессе печати, поскольку обработка после завершения аддитивного производства возможна не для всех видов изделий. Цель работы проведение экспериментальных исследований влияния послойной ударно-механической обработки на структуру и механические свойства кремниевой бронзы БрКМц 3-1, напечатанной с применением технологии электронно-лучевого аддитивного производства.

Для проведения экспериментальных исследования осуществлялась печать образцов кремниевой бронзы на лабораторной установке проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. После печати нескольких слоев (в данной работе печатали по 5, 10 и 20 слоев под последующую обработку) проводилась их ударно-механическая обработка ударником из закаленной стали с различной энергией удара (2,3 и 10 Дж). После получения образцов осуществляли исследование структуры металлографическим методом, а также с помощью испытаний на растяжение установили значения предела прочности, условного предела текучести и деформации до разрушения.

На основе экспериментально полученных данных доказано, что послойная ударно-механическая обработка в процессе электронно-лучевого аддитивного производства является эффективным методом управления структурой и механическими свойствами бронзы БрКМц 3-1. В результате обработки устраняются столбчатые зерна и достигается средний размер зерна ~130 мкм, при минимальном размере рекристаллизованных равноосных зерен ~35 мкм. Обработка позволяет повысить предел текучести в ~1,5 раза и предел прочности в 1,4 раза, по сравнению с образцами, напечатанными без обработки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

1. Research status of laser additive manufacturing for metal: a review. / G. Guanghao, Y. Jiajia, C. Yiming, Z. Zhihuan, W. Zifan, X. Guang, D. Xueyun, T. Hongfang, Y. Huijun, C. Chuanzhong // J. Mat. Res. Tech. – 2021. – Vol. 15. – P. 855–884. – DOI:10.1016/j.jmrt.2021.08.050.
2. Yan Li, Chen Su, Jianjun Zhua. Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects // Res. Eng. – 2022. – №13. – P.100330. – DOI:10.1016/j.rineng.2021.100330.
3. Научные подходы к микро-, мезо- и макроструктурному дизайну объемных металлических и полиметаллических материалов с использованием метода электронно-лучевого аддитивного производства / Е.А. Колубаев, В.Е. Рубцов, А.В. Чумаевский, Е.Г. Астафурова. // Физ. мезомех.– 2022. – Т. 25 (4). – С. 5-18.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА АДДИТИВНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящей работе определялись механические свойства при комнатной и повышенных температурах материала экспериментальных аддитивных изделий упрощенной формы в виде вертикальных стенок из жаропрочного сплава на основе никеля. Аддитивные изделия были сформированы посредством электронно-лучевого аддитивного производства.

Определение механических свойств материала аддитивных изделий проводилась в процессе статического одноосного растяжения при комнатной температуре по ГОСТ 1497, а при повышенных температурах 800 и 900°C согласно ГОСТ 9651 [2]. В соответствии с рекомендациями указанного стандарта пропорциональные цилиндрические образцы типа 1 номер А имели начальный диаметр 3,0 мм и начальную расчетную длину 15,0 мм (пятикратные образцы). Образцы для механических испытаний при повышенных температурах изготавливались в два этапа. На первом этапе посредством электроэрозионного проволоочного станка из аддитивно полученных изделий в виде вертикальных стенок вырезались цилиндрические заготовки образцов. Цилиндрические заготовки вырезались таким образом, что их продольные оси были перпендикулярны подложкам, при этом их диаметр составлял приблизительно 10 мм, а длина соответствовала высотам аддитивных изделий совместно с подложкой (около 50 мм). Затем из цилиндрических заготовок посредством металлорежущей обработки на токарном станке изготавливались сами образцы для механических испытаний при повышенных температурах.

Как видно из результатов механических испытаний, приведённых в таблице 1, при 800°C наблюдается заметное увеличение предела текучести и незначительное снижение предела прочности, как в исходном литом материале, так и в материале аддитивно изготовленного изделия. Также происходит снижение относительного удлинения в 2-3 раза, что вероятно связано с наличием макродефектов в образцах. При повышении температуры испытания до 900°C наблюдается снижение предела прочности на 23% в исходном и аддитивном материале. Относительное удлинение аддитивно полученного материала при 900°C остается на уровне комнатной температуры. Таким образом, свойства аддитивного материала превосходят свойства материала в литом состоянии при 900°C на 14,9 % по условному пределу текучести и на 16,9 % по пределу прочности.

Таблица 1. Условный предел текучести, предел прочности и относительное удлинение при повышенных температурах материала аддитивного изделия из жаропрочного сплава и в литом состоянии

Материал	Температура испытаний, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
В литом состоянии	20	702±44	950±88	15,8±2,1
Вдоль аддитивного выращивания		922±24	1140±12	15,4±3,3
В литом состоянии	800	930±23	941±56	6,2±0,9
Вдоль аддитивного выращивания		1037±44	1039±39	3,9±0,4
В литом состоянии	900	690±17	733±21	5,3±0,6
Вдоль аддитивного выращивания		811±22	883±26	16,4±1,3

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.

1. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-8) Металлы. Методы испытаний на растяжение.
2. ГОСТ 9651-84 (ИСО 783-89) Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах.

АДДИТИВНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНОГО БИОМАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА СИСТЕМЫ Fe-Cu

¹Чебодаева В.В., ²Лугинин Н.А., ¹Резванова А.Е., ¹Сваровская Н.В., ³Сулиз К.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Железо и его сплавы являются перспективным материалом для создания биodeградируемых имплантатов благодаря способности постепенно растворяться в организме человека после замещения дефекта костной тканью. Однако, железо характеризуется низкой скоростью биodeградации в биологической среде и отсутствием антибактериальных свойств. Для устранения данных недостатков материала целесообразно модифицировать его с помощью вспомогательных компонентов. Для придания антибактериальности имплантату из железа и его сплавов целесообразно ввести в состав материала медь. Медь играет важную роль в процессах жизнедеятельности организма человека, входит в состав белков и ферментов, участвует в процессах роста и развития клеток, тканей и в работе иммунной системы. Кроме того, благодаря образованию гальванической пары железо-медь может увеличиться скорость деградации в организме. Для обеспечения биоактивности материала перспективно вводить частицы гидроксиапатита обладающих превосходной биосовместимостью и близкому составу с минеральной фазой человеческой кости. Таким образом, целью данной работы было создание пористого биodeградируемого композитного материала на основе порошков системы Fe-Cu и гидроксиапатита, обладающего антибактериальными и биоактивными свойствами.

В качестве исходного сырья для создания композитов использовался нанопорошок номинального состава: Fe – 90 мас. %, Cu – 10 мас. % (Fe90-Cu10), полученный методом электровзрыва проволоки (ЭВП). К металлической части композита планируется добавление порошка стехиометрического гидроксиапатита $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_2(\text{OH})_6$ (ИХТТМ СО РАН, Новосибирск, Россия) в количестве 5 мас. %. Исследования структуры и элементного анализа материалов проводились методами: растровой электронной микроскопии и LEO EVO 50 (Zeiss, Йена, Германия) с приставками для энергодисперсионного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (JEOL JEM-2100 (Tokyo Boeki Ltd, Токио, Япония)) (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН, г. Томск).

Рассматриваются результаты исследования свойств исходных порошков для дальнейшего использования в качестве компонентов для 3D печати материала. Исследование тонкой структуры порошка системы Fe-Cu методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что картина электронной дифракции свидетельствует о наличии в частицах порошка двух фаз. Первая составляющая картины – это точечная дифракция, близкими параметрами решетки которой является фаза α -Fe. Второй составляющей является кольцевая дифракция фазы Cu. Общая картина дифракции указывает на то, что частицы нанопорошков состоят из матрицы фазы α -Fe, в которой распределены медные кластеры, размеры которых не превышают несколько десятков нанометров, поскольку кольцевой характер дифракции свидетельствует о множественных разориентациях решетки фазы «медь».

Распределение частиц металлического порошка 90Fe-10Cu имеет мономодальный характер, средний размер частиц составил 50 ± 20 нм. В порошке присутствуют частицы размерами более 100 нм, однако их объемная доля не превышает 5 %. Исходный порошок гидроксиапатита относится к гексагональной сингонии с пространственной группой $P6_3/m(176)$. Элементный анализ состава порошка гидроксиапатита показал, что порошок имеет стехиометрическое соотношение $\text{Ca}/\text{P}=1,67$. В дальнейшем планируется составление фидстоков на основе металлического порошка системы Fe-Cu и порошка гидроксиапатита с полимерной составляющей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-73-340 00207, <https://rscf.ru/project/22-73-00207/>.

ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ РЕЖИМОВ ПРОВЕДЕНИЯ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕДНОГО СПЛАВА БрОФ6,5-0,15

Черемнов А.М., Чумаевский А.В., Соколов П.С., Белобородов В.А., Кушнарёв Ю.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Медные сплавы широко используют в разных отраслях промышленности благодаря своей устойчивостью к износу, относительной лёгкости и пластичности. Однако в процессе производства изделий из них часто образуются дефекты, что ухудшает механические свойства сплавов [1]. Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) является хорошей методикой модификации приповерхностных слоёв металлов за счёт того, что позволяет избавиться от дефектов в объёме обрабатываемого материала, уменьшить размер зёрен, при этом избегая образования нежелательных фаз и межфазных реакций. Последнее возможно за счёт того, что температура обработки заметно меньше температуры плавления металла, подвергаемого обработке. ФПО также позволяет контролировать структуру итогового материала за счёт изменения параметров обработки [2, 3]. Достижение оптимальных значений тех или иных свойств и формирование структуры сильно зависит от того, насколько оптимально для этого был подобран режим обработки. Например, существует риск формирования несплошности на наступающей стороне зоны перемешивания или линии шва на границе с зоной перемешивания [4]. Поэтому целью данной работы стало определение влияния различных параметров проведения фрикционной перемешивающей обработки на структуру и механические свойства медного сплава БрОФ6,5-0,15.

В работе была проведена однопроходная ФПО листового проката медного сплава БрОФ6,5-0,15 толщиной 2,5 мм. Обработка была произведена на экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения с применением инструмента из сплава на основе карбида вольфрама с коническим гладким пином длиной 1,9 мм. Используемые параметры, а именно усилие прижима инструмента при внедрении ($P_{вн}$) и усилие прижима инструмента в процессе обработки ($P_{об}$) приведены в таблице 1. Прочие параметры: скорость вращения инструмента – 500 об/мин, скорость его перемещения – 150 мм/мин.

Таблица 1. Используемые параметры обработки

Номер образца	1	2	3	4	5	6
$P_{вн}$, кН	10,0	11,0	12,0	12,5	13,5	14,5
$P_{об}$, кН	9,0	10,0	11,0	11,5	12,5	13,5

Металлографические исследования обработанного сплава проводили на образцах, вырезанных в поперечном сечении с помощью оптического микроскопа Альтами МЕТ 1С. Значения микротвёрдости измеряли на равноудалённом от верха и низа образца расстоянии с помощью микротвердомера ТВМ 5215А Tochline. Испытания на разрыв проводили на образцах в форме лопаток на универсальной испытательной машине УТС110-М.

Металлография показала типичную для фрикционной перемешивающей обработки структуру с разделением материала на зоны перемешивания (ЗП), термомеханического воздействия (ЗТМВ), термического влияния (ЗТВ) и основной металл (ОМ). При этом в ЗП образцов, обработанных при разных режимах, отчётливо видны несплошности. Так, в образце 1 на поверхности замечен значительный открытый дефект канального типа, а также ряд несплошностей в объёме ЗП. В образце 2 наблюдается закрытый дефект канального типа меньшего за счёт увеличения усилия прижатия инструмента размера. В остальных образцах дефекты не выходят на поверхность, при этом как правило находятся на границе ЗП и ЗТМВ или в нижней части ЗП (рис. 1).

Средний размер зёрен в ЗП в образцах с первого по шестой равны 1,27, 2,44, 2,81, 3,90, 3,05 и 9,95 мкм соответственно. Увеличение размера зёрен у образца 6, вероятно, связано с рекристаллизацией зёрен в условиях повышенной температуры при использовании данных

параметров обработки.

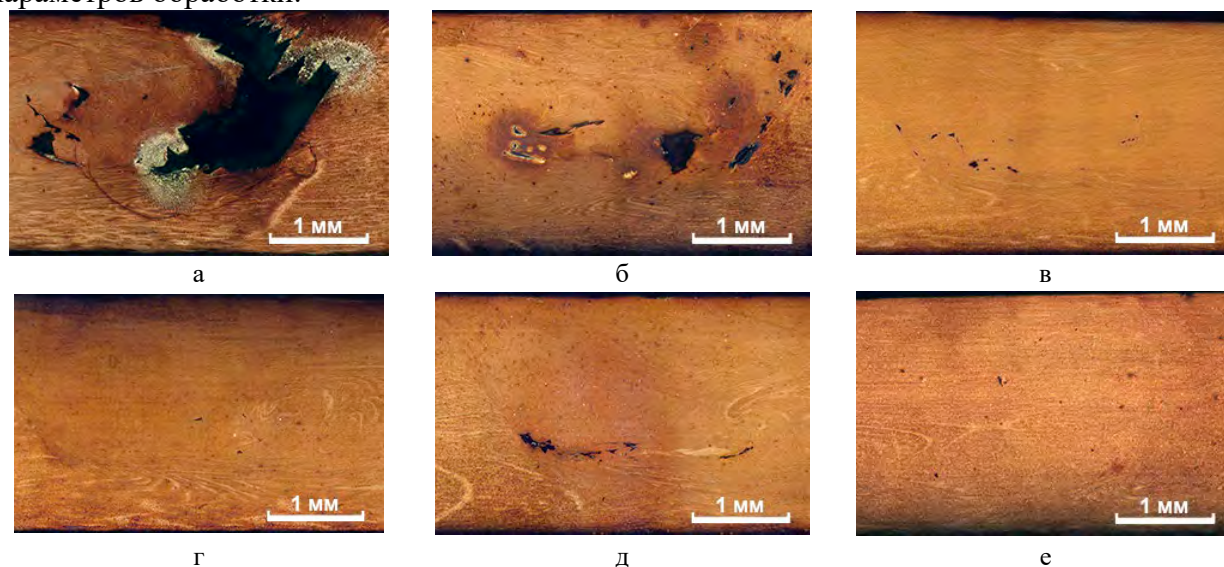


Рис. 1. Металлография зоны перемешивания образцов 1 – 6 (а – е соответственно)

Увеличение размера зёрен у образца 6 заметно сказалось на его механических свойствах. Так, среднее значение микротвёрдости и значения пределов прочности и текучести у него заметно ниже, чем у остальных образцов. При этом после ФПО средние значения твёрдости в ЗП изменяются по сравнению с твёрдостью основного металла следующим образом: увеличиваются у 1, 2, 3 и 5 образцов на 12,07%, 3,84%, 0,80%, 7,91% соответственно и уменьшаются у 4 и 6 образцов на 0,14% и 0,20% соответственно. Испытания на растяжение показали увеличение значений пределов прочности и текучести до третьего режима включительно. С четвёртого по шестой режимы заметно уменьшение значений пределов прочности и текучести. При этом у образцов 5 и 6 заметно увеличение значений относительного удлинения. Значения микротвёрдости в ЗП, предела прочности, предела текучести и относительного удлинения для каждого из образцов приведены в таблице 2.

Таким образом, было обнаружено, что относительно оптимальным стал режим обработки образца 3. В нём не наблюдается крупных дефектов, как в образцах 1 и 2, а механические свойства отличаются от остальных в лучшую сторону.

Таблица 2. Механические характеристики образцов обработанного сплава

Номер образца	1	2	3	4	5	6
$\langle HV_{ЗП} \rangle$, ГПа	1,49	1,38	1,32	1,22	1,32	1,06
σ_B , МПа	458,0	469,3	462,1	420,3	432,6	407,9
$\sigma_{0,2}$, МПа	274,8	295,3	303,0	263,2	262,0	202,6
ε	36,9	37,4	33,2	36,2	50,1	57,8

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.

1. Microstructure and wear characterization of rice husk ash reinforced copper matrix composites prepared using friction stir processing / I. Dinaharan et. al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – P. 150 – 160.
2. Upadhyay V., Sharma Ch. Fabrication of Metal Matrix Composites by Friction Stir Processing: Behavior, Characterization, and Manufacturing // Futuristic Composites. – 2015. –P. 245 – 257.
3. The Regularities of Structure Formation during Friction Stir Processing of Bimetallic Materials Based on Copper and Aluminum Alloys / A. V. Chumaevskii et. al. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2020. – Vol. 753. – Art. 052022.
4. Effect of friction stir welding parameters on defect formation / S.Yu. Tarasov et. al. // AIP Conference Proceedings. – 2015. – Vol. 1683 (1). – Art. 020230.

ПОРИСТЫЕ БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ Ti/Al/TiO₂: ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ

^{1,2}Чжоу В.Р., ¹Бакина О.В., ¹Сваровская Н.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В настоящее время применение титана и диоксида титана в качестве стоматологических и ортопедических имплантатов по-прежнему требует модификации для достижения необходимой остеоинтеграции и требуемых механических свойств [1]. Длительная имплантация титана может вызывать преждевременное отторжение имплантата из-за разницы модулей упругости титана и человеческой кости [2]. Новое поколение ортопедических имплантатов представляет собой матрицу на основе титана, легированную биосовместимыми металлами, такими как Al, Mo, Nb, Ta, Zr, Fe, V, и Sn [3]. Наиболее часто используется алюминий, благодаря возможности образования интерметаллидов Ti₃Al и TiAl, способствующие снижению плотности, повышению стойкости к окислению в сочетании с улучшенными механическими свойствами [4]. Исследования, обобщенные в обзоре [5] показали, что помимо химического состава и прочностных характеристик материал должен обладать оптимальной пористостью, способствующей остеоинтеграции и врастанию кости, которая составляет 20–50 %, размер пор 100–500 мкм.

Для получения пористых титановых образцов наиболее предпочтительными являются методы порошковой металлургии, т.к. позволяют проводить синтез при более низкой температуре и контролировать пористость добавлением порообразователей заданного размера [6].

В настоящем исследовании были получены пористые композитные образцы Ti/Al/TiO₂ с пористостью в диапазоне 20–50 %. В качестве прекурсора был выбран нанопорошок Ti/Al, синтезированный электрическим взрывом титановой и алюминиевой проволоки в атмосфере аргона [7]. Пористость варьировали добавлением мочевины (0,3 – 0,5 мкм). Компактные образцы получали прессованием (нагрузка – 2 т.). Для исследования образцов использовали сканирующую электронную микроскопию, рентгенофазовый анализ, тепловую десорбцию азота. Биodeградацию образцов исследовали в модельном растворе Хэнка. Токсичность образцов исследовали при помощи МТТ-теста в условиях прямого контакта клеток фибробластов 3Т3 с образцами. Возможность образования активных форм кислорода, вызывающих перекисное окисление липидов клеток, оценивали в реакции разложения модельного красителя метиленового голубого спектрофотометрически.

Для получения пористых образцов использовали электровзрывной порошок состава Ti(71 % масс.)/Al(29 % масс.). Площадь удельной поверхности порошка, рассчитанная по методу БЭТ, составила 3,4 м²/г. Частицы имеют сферическую форму, основное число частиц имеет средний размер менее 200 нм. Кроме того, в образце присутствуют частицы размером более 1 мкм. Средний размер частиц, определенный обработкой электронно-микроскопических изображений составил 91 нм.

Энерго-дисперсионным анализом установлено, что частицы порошка биметаллические, титан и алюминий равномерно распределены по объему частиц (Рис. 1б). Фазовый состав, согласно данным РФА, представлен в основном фазой γ-TiAl с примесями фаз α-Ti и α-Ti₃Al.

В результате компактирования и прокаливания при температуре 900–1100 °С формировались пористые образцы, типичная морфология которых приведена на рис. 1. Видно, что распределение Ti и Al по объему образца равномерное, отсутствуют области локализации какого-либо из элементов. На поверхности образца сформированы частицы оксида титана, собранные в агломераты размером 0,7 – 1,6 мкм.

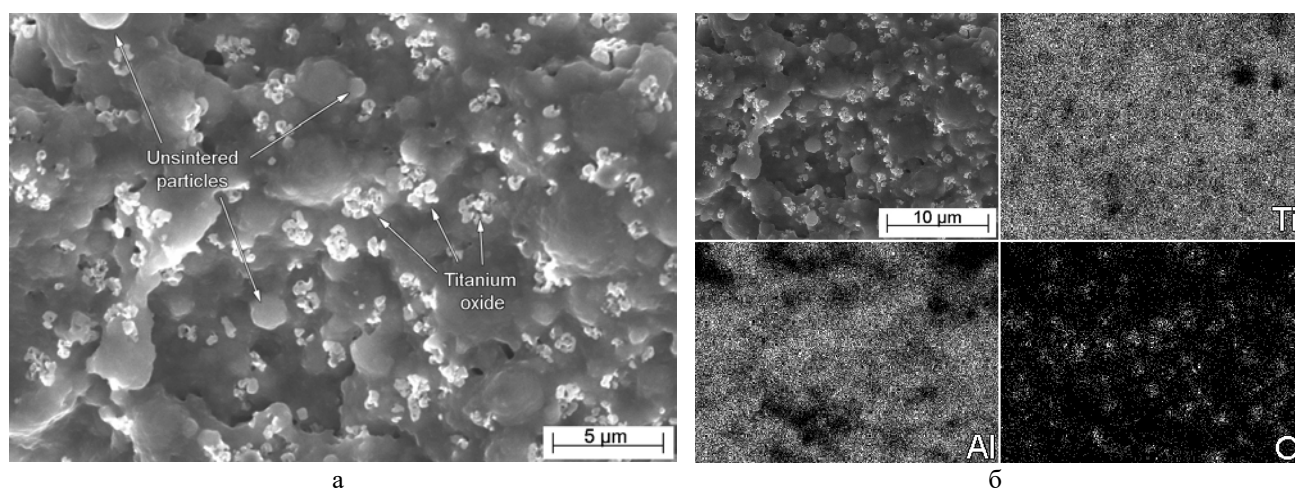


Рис. 1. СЭМ-изображение и картирование композитного образца Ti/Al/TiO₂ (900 °C) с пористостью 60%

При проведении иммерсионного теста установлено, что концентрация высвобождаемых ионов и скорость коррозии образцов намного ниже допустимых пределов для элементов Ti и Al. Исследование цитотоксичности *in vitro* образцов в отношении фибробластов 3ТЗ продемонстрировало низкую токсичность (жизнеспособность клеток была не ниже 80 % относительно контроля). Данные по жизнеспособности коррелировали с количеством активных форм кислорода, генерируемых образцами при контакте с модельным красителем. Таким образом, полученные композитные пористые образцы продемонстрировали большой потенциал для применения в качестве биоматериалов для ортопедических имплантатов.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-30006).

1. Modification of titanium implant and titanium dioxide for bone tissue engineering / T. K. Ahn, D. H. Lee, T. S. Kim, G. C. Jang, S. Choi, J. B. Oh, G. Ye, S. Lee // *Novel Biomaterials for Regenerative Medicine*. – 2018. – P. 355-368. – DOI: 10.1007/978-981-13-0947-2_19.
2. Balancing porosity and mechanical properties of titanium samples to favor cellular growth against bacteria / A. Civantos, A.M. Beltran, C. Dominguez-Trujillo, M.D. Garvi, J. Lebrato, J.A. Rodriguez-Ortiz, F. Garcia-Moreno, J.V. Cauich-Rodriguez, J.J. Guzman, Y. Torres // *Metals*. – 2019. – Vol. 9. – №. – P. 1039. – DOI: 10.3390/met9101039.
3. Gupta J., Ghosh S., Aravindan S. Effect of Mo and space holder content on microstructure, mechanical and corrosion properties in Ti6AlxMo based alloy for bone implant // *Mater. Sci. Eng., C*. – 2021. – Vol. 123. – P. 111962. – DOI: 10.1016/j.msec.2021.111962.
4. Structure and mechanical properties of Ti–6Al based alloys with Mo addition / J.W. Lu, P. Ge, Y.Q. Zhao, H.Z. Niu // *Mater. Sci. Eng., A*. – 2013. – Vol. 584. – P. 41-46. – DOI: 10.1016/j.msea.2013.07.013.
5. Pałka K., Pokrowiecki R. Porous titanium implants: a review // *Adv. Eng. Mater.* – 2018. – Vol. 20. – P. 1700648. – DOI: 10.1002/adem.201700648.
6. Processing and Characterization of Porous Titanium for Orthopedic Implant Prepared by Argon-atmospheric Sintering and Arc Plasma Sintering / D. Annur, F. Rokhmanto, Y.N. Thaha, I. Kartika, A. Dimiyati, S. Supriadi, B. Suharno // *Mater. Res.* – 2021. – Vol. 24. – DOI:10.1590/1980-5373-MR-2021-0122.
7. Electrical explosion synthesis, oxidation and sintering behavior of Ti-Al intermetallide powders / M. Lerner, A. Pervikov, E. Glazkova, N. Rodkevich, N. Toropkov // *Metals*. – 2021. – Vol. 11. – P. 760. – DOI:10.3390/met11050760.

ОРГАНИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВО-МАРГАНЦЕВОЙ БРОНЗЫ БРАМЦ9-2 И ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20-2св

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Воронцов А.В., Осипович К.С., Черемнов А.М., Савченко Н.Л., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Николаева А.В., Рубцов В.Е., Никонов С.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время в области аддитивного получения изделий из металлов и сплавов интенсивно развиваются технологии высокопроизводительной проволоочной 3D-печати. Преимуществом данных технологий является возможность использования для работы стандартных промышленно выпускаемых проволок, высокая скорость печати и возможность непосредственно в процессе получения изделия управлять его структурой за счет применения методов многопроволочной подачи филамента. Наиболее эффективно поддающейся управляемому вводу филаментов в ванну расплава при печати является технология проволоочной электронно-лучевой печати. С использованием электронно-лучевой технологии возможно получение изделий с переходом от одного сплава – к другому, обладающих плавной переходной зоной от одного компонента – к другому, сплавов с управляемым составом и композиционных материалов за счет одновременной или поочередной подачи в зону печати двух или более филаментов. В области получения изделий из медных сплавов, активно применяющихся в машиностроении и судовой технике, это позволяет модифицировать поверхностные слои для повышения их твердости и износостойкости с сохранением прочной и пластичной структуры основного металла, а также снизить расход дорогостоящих легирующих элементов на создание деталей. Повышение трибологической стойкости различных безоловянных бронз возможно за счет введения в состав никеля, железа или титана, что увеличивает прочность и твердость поверхностных слоёв. Легирование титаном приводит к формированию ряда интерметаллидных фаз состава Ti_xCu_y , обладающих высокой твердостью. Но, до настоящего времени в литературе практически не имеется сведений о получении изделий методом проволоочных технологий из бронз, легированных титаном. Целью настоящей работы является получение многокомпонентных материалов с металлической матрицей на основе алюминиево-марганцевой бронзы БрАМц9-2 и 5-15 об.% титанового сплава ВТ20-2св.

Образцы композиционных материалов были получены на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Печать осуществлялась за счет подачи в ванну расплава проволок титанового сплава ВТ20-2св и БрАМц9-2 диаметром 1,2-1,6 мм. Структура образцов исследована с применением оптической, растровой электронной и просвечивающей микроскопии, энергодисперсионного и рентгеноструктурного анализа. Механические свойства определяли в испытаниях на растяжение и измерением микротвердости. Трибологические характеристики определяли на сухое трение по схеме «диск-палец». Проведенные исследования показывают, что при печати в материале формируется достаточно широкий спектр интерметаллидных фаз, включая $TiCu_2Al$, Al_4Cu , Al_4Cu_9 и др., а также ряд твердых растворов на основе меди и титана. Материал после печати обладает микротвердостью до 2-3-х раз превышающей микротвердость чистой бронзы БрАМц9-2 после печати. Предел прочности материала при этом снижается за счет образования большой объемной доли хрупких интерметаллидных фаз и эвтектики. Значения коэффициента трения и объемного износа значительно снижаются (до 2-х раз) относительно чистой бронзы, причем чем больше содержание титана, тем меньше коэффициент трения, но средний износ при этом минимален при введении 5% сплава ВТ20-2св. Таким образом, несмотря на снижение прочности материала при формировании композита, с использованием двухпроволочной подачи филаментов БрАМц9-2 и ВТ20-2св в ванну расплава возможно получение износостойких поверхностных слоёв на изделиях из алюминиево-марганцевой бронзы.

Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 22-29-01601.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ И БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Семенчук В.М., Осипович К.С., Воронцов А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Рубцов К.В., Кушнарев Ю.В., Николаева А.В., Гурьянов Д.А., Шамарин Н.Н., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Возрастающие требования к структуре и свойствам получаемых изделий в промышленном производстве требуют поиска всё более тонких методов изготовления. Необходимость в сочетании в одном изделии высокой прочности, тепло- или электропроводности, стойкости к коррозии, трению и изнашиванию требуют изготовления деталей из двух или более разнородных металлов и сплавов. Такое совмещение возможно посредством применения технологий аддитивного производства. Одними из наиболее подходящих для получения изделий с биметаллической, мультиматериальной или композитной структурой являются проволочная аддитивная электронно-лучевая технология печати в вакууме и лазерная порошковая технология прямого осаждения в струе защитного газа. Технология проволочной электронно-лучевой 3D-печати является менее затратной, так как не требует дорогостоящих источников лазерного луча и может применять для работы стандартные, имеющиеся на рынке проволочные филаменты. Управляемый ввод двух и более филаментов в ванну расплава позволяет изготавливать изделия на основе различных медных, алюминиевых, титановых, никелевых сплавов и сталей с плавным переходом между различными компонентами. На настоящее время в современных работах имеется большое количество данных по получению изделий из металлов и сплавов с управляемой структурой или с совмещением двух и более разнородных компонентов, но присутствует лишь небольшое количество обобщающих исследований. Целью настоящей работы является обобщение результатов исследований, проводимых в ИФПМ СО РАН в области получения деталей с композитной и биметаллической функционально-градиентной структурой. Образцы были получены с использованием экспериментального оборудования института для электронно-лучевой печати с двумя проволочными податчиками. Параметры процесса печати подбирали эмпирически. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ. Сила тока пучка варьировалась от 35 до 80 мА. Применялись для печати стандартные проволочные филаменты диаметром от 1,0 до 1,6 мм. Для формирования оптимальной структуры градиентной зоны использовались различные стратегии сканирования, нанесения слоёв и расположения филаментов при печати, что будет описано ранее для различных систем биметаллических образцов и композитов.

Биметаллические элементы, формируемые при печати из алюминиевых разнородных сплавов, в настоящее время получали путем нанесения на подложку из сплава В95 сплавов АМг5 или АК12, а также на подложку из сплава АМг5 сплава АК12. Проведенные исследования показывают что в данном случае не реализуется резкого разупрочнения граничной зоны и возможно совмещение высокой прочности одного материала (например, В95) с коррозионной стойкостью второго (например, АК12), а экспоненциальное снижение тока пучка позволяет получать однородную структуру материала по всей высоте образца. Сплошное покрытие сплавов с низкой коррозионной стойкостью (В95) стойкими к коррозии сплавами (АМг5, АК12) имеет потенциал к применению, так как полностью закрывает от агрессивной среды и переходную зону. Механические испытания показывают, что прочность градиентной зоны не снижается относительно прочности наименее прочного из сплавов.

Печать биметаллических элементов на основе стали 12Х18Н9Т или 06Х18Н9Т и меди марки М1 также не приводит к образованию дефектов даже при резкой границе между компонентами. При испытании образцов, полученных поочередным нанесением на подложку слоёв стали и меди марки М1 выявлено, что разрыв происходит в основном по наименее прочному материалу – меди. В данном случае образцы возможно получать также с

плавной границей за счет постепенного изменения интенсивности подачи стальной и медной проволоки, что позволило создать ряд образцов с величиной структурного градиента от 5 до 30 мм. Для данных образцов также характерна высокая прочность градиентной зоны и разрушение по меди при испытании. В целом для данной системы характерно достаточно хорошее соединение при различной стратегии печати материала и нанесения слоёв, позволяющего получать как высокую, так и низкую степень перемешивания материала на границу и изготавливать как плоские образцы в виде двухрядных вертикальных стенок или однорядных стенок с чередованием меди и стали, цилиндрические образцы с внутренней частью из стали и внешней из меди, так и образцы иной формы с чередованием стали и меди.

Такие возможности по печати образцов системы «сталь-медь» позволяют создавать изделия на базе данных материалов с композитной структурой, например, на основе меди с введением от 10 до 75% стали. В данном случае также не формируется значимых дефектов, хотя и имеется неоднородность в распределении компонентов по объему изделия, структура которого представлена механической смесью меди, гамма-железа и высокой объемной долей остаточного феррита. Предел текучести изделий возможно повышать от 51 МПа для чистой меди до 179 МПа для композита с 25% стали и до 305 МПа для композита с 75% стали в структуре, предел прочности от 210 МПа до 415 МПа и 503 МПа соответственно. Одновременно повышаются в данном случае и трибологические свойства изделий. Коррозионные испытания показывают склонность к однородной коррозии медной части изделия и питтинговой коррозии стальной части с повышением интенсивности коррозии на границе раздела. Более эффективно по сравнению с системой «сталь-медь» является получение образцов композитов системы «сталь-бронза», для чего применяется сталь 06Х19Н9Т и бронза БрАМц9-2. В данном случае помимо образования механической смеси компонентов имеет место формирование частиц выделений вторичных фаз системы Fe₃Al, Cu₃Al, AlNi и др. Предел текучести материала повышается от 198 МПа для чистой бронзы БрАМц9-2 до 485 МПа при 25% стали и 1082 МПа при содержании стали 75%, а предел прочности от 487 МПа до 670 МПа и 1210 МПа соответственно. Хорошее сочетание для получения композитов демонстрируют также образцы системы «бронза – никелевый сплав». Введение в бронзу БрАМц9-2 25% сплава Inconel 625 позволяет поднять предел прочности до 790 МПа, а сплава Udimet 500 до 674 МПа с сохранением до 12% пластичности. Причем при введении никелевых сплавов в материал значительно увеличивается микротвердость и износостойкость. Печать образцов таких составов требует расположения более тугоплавкой проволоки снизу, чтобы поток металла от менее тугоплавкой проволоки препятствовал формированию переходу процесса печати в капельный режим, обуславливающий существенную неоднородность материала. Следует также добавить, что в ряде работ на системе «медь-титан» также было достигнуто эффективное упрочнение титанового сплава ВТ6св медью аналогичным способом, позволившее повысить его предел текучести от 669 МПа до 1074 МПа, а предел прочности от 727 МПа до 1132 МПа, а модификация бронзы БрАМц9-2 титановым сплавом позволяет повысить значения твердости и износостойкости.

Медные сплавы и чистая медь хорошо сочетаются с никелевыми сплавами с точки зрения получения биметаллических элементов в виде сопел, которые требуют расположения медной части внутри сопла, а снаружи – никелевого жаропрочного сплава (Inconel 625, Udimet 500). В данном случае применением стандартной стратегии нанесения слоёв поочередным путем было выявлено не эффективным из-за значительного перемешивания компонентов. Наиболее оптимальной стратегией печати является формирование изначально конического медного элемента практически полной высоты с его последующей обработкой и нанесением никелевых слоёв с использованием наклонно-поворотного стола при печати. В таком случае перемешивание компонентов происходит в узкой переходной зоне и сохранить высокие прочностные характеристики элемента из никелевого жаропрочного сплава, не снижаемые избыточным замешиванием меди из зоны структурного градиента.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА ИЗ БРОНЗЫ БРАМЦ9-2 И НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА INCONEL 625, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Семенчук Н.В., Никонов С.Ю., Кушнарев Ю.В., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Поиск различных методов производства аддитивных материалов стал в последние годы очень актуальной темой исследований. Аддитивное производство позволяет снизить затраты на создание изделий из металлов за счет сокращения расхода материала и снижения затрат по времени, необходимому для производства. Аддитивные методы позволяют создавать биметаллические функционально градиентные материалы на основе промышленно выпускаемых металлов или сплавов [1, 2]. Одной из методик аддитивного производства с высокой скоростью печати является электронно-лучевая проволоочная аддитивная технология. При печати в данном случае имеется возможность использования нескольких податчиков проволоки в ванну расплава, дозируя количество подачи того или иного материала, тем самым регулируя структуру получаемых изделий [3]. Однако данная технология не всегда позволяет получать изделия без дефектов и неоднородностей. Их появление может быть связано с особенностями используемых материалов или с нестабильностью подачи проволоочного филамента в ванну расплава. Поэтому необходимо проведение исследований структуры и ее неоднородностей или дефектов, чтобы предотвращать их появление. Тем не менее одной из главных особенностей создания композитов двухпроволочным электронно-лучевым производством является возможность сочетания свойств двух материалов. Например, сочетание никелевого сплава Inconel 625 и бронзы БРАМЦ9-2 имеет потенциальное применение для создания прочного изделия, имеющего высокие трибологические свойства.

Данная работа направлена на исследование структуры и трибологических свойств композиционного материала в зависимости от содержания никелевого сплава (5-50%) в композите на основе бронзы. Была рассмотрена износостойкость данного материала. Исследование композита на трение скольжения проводились по схеме «палец-диск» с контртелом из стали ШХ15 в виде шарика. Выявлено влияние износа от содержания бронзы и никелевого сплава в составе материала, а также от прилагаемой нагрузки. Оценка износа определялась по объему дорожки трения при помощи лазерного сканирующего микроскопа. Проведенные исследования демонстрируют сложный и неоднородный характер деформации и износа образцов при сухом трении. При трении на поверхности композиционного материала образуется тонкий механически перемешанный слой из сильно деформированного основного металла и упрочняющих фаз и оксидов. Наибольшие прочностные свойства характерны для композитов с содержанием никелевого сплава 25%, трибологические – 15%. Увеличение содержания никелевого сплава до 50% привело к снижению прочностных показателей и резкому увеличению степени износа при испытаниях. Такие изменения обусловлены структурой полученных композитов с преобладанием бронзовой матрицы и частиц упрочняющих вторичных фаз до 15-25% введенного никеля и с большой долей дендритов никелевого сплава в структуре при введении 50% сплава Inconel 625.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.

1. Yoo S.W., Lee C.M., Kim D.H. Effect of Functionally Graded Material (FGM) Interlayer in Metal Additive Manufacturing of Inconel-Stainless Bimetallic Structure by Laser Melting Deposition (LMD) and Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) // Mater. – 2023. – Vol. 16. – P. 535.
2. Yan L., Chen Y., Liou F. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition // Addit. Manuf. Elsevier. – 2020. – Vol. 31. – P. 100901.
3. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / A.P. Zykova et al. // Phys. Mesomech. – 2023. – Vol. 26. – P. 107--125.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ МЕДИ, АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

¹Чумаевский А.В., ¹Кобзев А.И., ²Гриненко А.В., ¹Панфилов А.О., ¹Черемнов А.М.,

¹Николаева А.В., ¹Княжев Е.О., ¹Рубцов В.Е., ¹Колубаев Е.А.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²ООО «ИТС-Сибирь», Красноярск

Технология плазменной резки позволяет с высокой скоростью получать заготовки из различных металлов и сплавов в условиях промышленного производства изделий. Основными преимуществами данного метода является производительность, широкий спектр поддающихся резке материалов и возможность получения заготовок из толстолистого проката (толщиной более 150-200 мм). Преимуществом плазменной резки является также относительно невысокая стоимость применяемого оборудования в сравнении с используемыми источниками для лазерной резки. Применение плазматронов с обратной полярностью позволяет ещё больше увеличить толщину реза и производительность процесса плазменной резки. Но, в современном производстве практически не имеется отечественных аналогов зарубежного оборудования плазменной резки, в связи с чем актуальной является разработка и исследование процессов и методов получения заготовок данными методами. В то же время для получения представлений о процессе резки и разработки систем плазменной резки требуется понимание закономерностей и механизмов влияния данной технологической операции на структуру и свойства материала в области реза. Большое количество материалов (медь, алюминиевые, титановые сплавы, стали и др.), подвергаемых резке с использованием плазматронов с обратной полярностью, обладает принципиально различными структурой и физическими свойствами (теплоемкость, тепло- и электропроводность, температура плавления и т.д.), в связи с чем необходимо проведение комплексных исследований формирования структуры и свойств данных материалов после резки.

В связи с вышеперечисленным настоящая работа направлена на изучение особенностей процесса плазменной резки алюминиевых, титановых сплавов и меди марки М1 с варьированием параметров и режимов, и установление влияния воздействия плазменной струи при резке на структуру и материал в области реза. Плазменная резка образцов осуществлялась с использованием плазматрона с обратной полярностью. Для исследований использовали листовой прокат сплавов ВТ1-0, ОТ4-1, Д16АТ, АМг5 толщиной от 2 до 10 мм и меди марки М1 толщиной от 2 до 5 мм. В процессе исследований варьирование погонной энергии осуществляли путем изменения силы тока при резке от 170 до 300 А и управления скоростью движения плазматрона вдоль линии реза. Проведенные исследования показывают, что при резке различного по толщине листового проката имеется ряд оптимальных значений скорости продольного перемещения плазматрона, отклонение от которой приводит к формированию дефектов различного типа (поры, наплывы металла в нижней части реза и др.). При резке меди и алюминиевых сплавов типичным является снижение твердости материала реза, в то время как при резке титана за счет закалочных эффектов твердость значительно увеличивается, а окисление зоны реза может приводить к росту твердости до 13-15 ГПа вблизи поверхности. Геометрия реза являлась стабильной на большинстве используемых для плазменной резки режимов. Требуемая после резки величина припуска на дальнейшую обработку преимущественно определялась структурой материала при резке титановых сплавов и геометрией реза при резке меди или алюминиевых сплавов.

Результаты получены при выполнении комплексного проекта "Создание производства высокотехнологичного оборудования адаптивной высокоточной плазменной резки цветных металлов больших толщин для металлургической, авиакосмической и транспортной отраслей РФ" (соглашение о предоставлении субсидии от 06.04.2022 № 075-11-2022-012), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ FeMnNiAl С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен Д.А.,
Куксгаузен И.В., Кириллов В.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах FeMnNiAl, выращенных методами Бриджмена, при деформации сжатием исследовано влияние наноразмерных частиц β -фазы на сверхэластичность кристаллов, которые ориентированы вдоль [001]- и $[\bar{1}23]$ - направлений. Исследовали три способа старения: 1) в свободном состоянии; 2) под нагрузкой в высокотемпературной фазе; 3) под нагрузкой в мартенситной фазе.

Показано, что после закалки в кристаллах [001] и $[\bar{1}23]$ наблюдается сверхэластичность в интервале температур от 203 до 423 К. Электронно-микроскопические исследования обнаружили в них наличие наноразмерных частиц β -фазы, которые имеют равноосную морфологию с размером $d \sim 6$ нм. Обнаружена ориентационная зависимость напряжений начала мартенситных превращений $\sigma_{кр}$ и их температурной зависимости $\alpha = d\sigma_{кр}/dT$. В $[\bar{1}23]$ -ориентации $\sigma_{кр}$ и α оказываются выше, чем в [001]- кристаллах.

Старение при 473 К в течение 3 и 6 часов в свободном состоянии и под нагрузкой в высокотемпературной фазе в обеих ориентациях приводит к росту $\sigma_{кр}$ с увеличением времени старения, а величина α изменяется слабо. Сверхэластичность развивается в интервале температур от 203 до 473 К.

Установлено, что с увеличением времени старения наблюдается рост частиц β -фазы.

Старение в мартенсите под нагрузкой в течение 3 и 6 часов приводит к росту $\sigma_{кр}$ по сравнению с закаленным состоянием. Но $\sigma_{кр}$ после старения в мартенсите под нагрузкой оказываются меньше, чем при старении в высокотемпературной фазе в свободном состоянии и под нагрузкой. Показано, что в случае старения в состоянии, когда 100 % образца имеют мартенситную структуру, на кривых сверхэластичности наблюдается одна стадия.

При старении, когда 50 % образца находится в мартенсите и 50 % в высокотемпературной фазе, петли сверхэластичности имеют две стадии. Первая стадия связана с мартенситными переходами в части кристалла, состаренного в мартенсите, а вторая стадия при более высоких $\sigma_{кр}$ при мартенситных переходах в областях, состаренных в высокотемпературной фазе. Электронно-микроскопические исследования показали, что размер частиц β -фазы при старении в мартенсите оказался больше, чем при старении в высокотемпературной фазе.

Разработаны термодинамические и микромеханические модели, которые описывают влияние ориентации и наноразмерных частиц на развитие сверхэластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-19-00017.

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЕ СОСТОЯНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ЦИРКОНИЯ, НИОБИЯ И МАГНИЯ, ИХ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДИССИПАЦИЯ И НАКОПЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

^{1,2} Шаркеев Ю.П., ¹ Легостаева Е.В., ¹ Ерошенко А.Ю.

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Прогнозирование долговечности конструкционных материалов и разработка методов ее повышения является важнейшей фундаментальной задачей, которая находит практическое применение в различных областях материаловедения. Особенно это касается разработки новых ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов с улучшенным комплексом функциональных характеристик для медицины и техники. Перспективным направлением в области медицинского материаловедения является разработка биоинертных сплавов. Это сплавы систем Ti-Nb, Zr-Nb, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Sn, Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Hf, Ti-Nb-Zr-Sn, Ti-Nb-Ta-Sn, Ti-Nb-Ta-Zr и резорбируемые магниевые сплавы, содержащие редкоземельные (РМЗ) металлы [1].

В настоящей работе обобщены результаты изучения влияния УМЗ структуры в титане BT1-0 и в сплавах Zr-1Nb, Ti-45Nb, Mg-Y-Nd на процессы теплообразования, диссипации и накопления энергии в процессе деформирования и на их теплофизические свойства.

В работе были выполнены сравнительные исследования титана BT1-0, сплавов Zr-1 мас.%Nb (Zr-1Nb), Ti-45 мас.% Nb (Ti-45Nb) и магниевого сплава Mg-2.9 мас.% Y-1.3 мас.% Nd (Mg-2.9Y-1.3Nd). УМЗ состояние в титане BT1-0 и в сплавах Zr-1Nb и Ti-45Nb и было сформировано комбинированным методом интенсивной пластической деформации (ИПД), который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках [2]. Для получения оптимальных механических свойств сплав Mg-2.9Y-1.3Nd подвергали деформационной обработке экструзией до суммарной деформации $\epsilon=1,3$ [3]. Для формирования крупнокристаллического (КК) состояния применялся рекристаллизационный отжиг образцов в УМЗ состоянии.

Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с постоянной скоростью деформации $0,01 \text{ с}^{-1}$ выполняли на испытательной машине Instron VHS 40/50-20. Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M была использована для измерения температурного поля на поверхности образцов, определения их размеров, в том числе и образование шейки в процессе деформирования, что позволило получить температурные $\Delta T(\epsilon_{true})$ и истинные деформационные $\sigma_{true}(\epsilon_{true})$ кривые, а также оценить диссипацию и накопление энергии при деформировании [4]. Измерение термепратуропроводности сплавов проводилось методом лазерной «вспышки» на приборе LFA 457 MicroFlash («NETZSCH», Германия) при комнатной температуре [5]. Значения теплоемкости сплавов были рассчитаны на основе экспериментальных данных, полученных в результате дифференциального термического анализа (ДТА, «Netzsch STA 449 C Jupiter») исследуемых сплавов и эталонного материала (сапфира) [6].

Выявлено, что субструктурное упрочнение при ИПД в УМЗ титане BT1-0 и сплаве Zr-1Nb вызывает снижение теплоемкости и температуропроводности на $\sim 10\%$, что приводит к изменению деформационного и теплового поведения. УМЗ структура в титане BT1-0 и сплаве Zr-1Nb оказывает значительное влияние на закономерности накопления и диссипации энергии при растяжении, которые в свою очередь зависят от структурно-фазового состояния сплавов и их теплофизических характеристик.

Показано, что при деформировании сплава титане BT1-0 и сплаве Zr-1Nb в КК состоянии количество теплоты, выделяющееся на всех стадиях деформации за счет термопластического эффекта, равномерно и составляет примерно половину от работы пластической деформации, а остальная энергия поглощается материалом (табл. 1). В тоже время для титана BT1-0 и сплава Zr-1Nb в УМЗ состоянии количество выделившейся теплоты при квазистатическом растяжении, неравномерно на различных стадиях

пластической деформации. На начальном этапе деформирования, до $\epsilon_{true} \sim 0,04$, практически вся энергия пластической деформации поглощается материалом, что связано с субструктурным упрочнением при ИПД. На следующих стадиях деформации количество выделяющейся теплоты растет и непосредственно перед разрушением достигает 70 %, а энергия, поглощенная материалом, составляет ~ 30 % от работы пластической деформации, что обусловлено некоторым разупрочнением титана в УМЗ состоянии перед разрушением.

Таблица 1. Теплофизические свойства и удельные энергии при деформировании исследуемых сплавов

Материал/свойство	C_p , кДж/(кг×К) при 25°С	a , мм ² /с при 25°С	A_p , МДж/м ³	Q , МДж/м ³	E_s , МДж/м ³
BT1-0 (КК состояние)	0,56	7,8	110	57	53
BT1-0 (УМЗ состояние)	0,51	7,0	85	60	25
Zr-1Nb (КК состояние)	0,38	11,2	115	60	55
Zr-1Nb (УМЗ состояние)	0,3	10,0	90	65	25
Ti-45Nb (КК состояние)	0,47	3,8	95	40	55
Ti-45Nb (УМЗ состояние)	0,49	4,0	48	32	16
Mg-2.9Y-1.3Nd (КК состояние)	1,08	2,8	20	12	8
Mg-2.9Y-1.3Nd (УМЗ состояние)	1,11	2,9	45	15	30

C_p – теплоемкость, a – температуропроводность, A_p – удельная пластическая работа деформации, Q – удельное количество теплоты, выделившееся при деформировании, E_s – поглощённая энергия деформации

Выявлено, что дисперсионное упрочнение наночастицами ω -фазы и формирование α -фазы для сплава Ti-45Nb и интерметаллидной фазы ($Mg_{24}Y_5$) для сплава Mg-Y-Nd, снижает влияние УМЗ структуры на теплофизические свойства, но не приводит к значительному изменению теплоемкости и температуропроводности при 25°С. Показано, что для сплавов Ti-45Nb, Mg-2.9Y-1.3Nd в как в КК, так и УМЗ состоянии диссипация и накопление энергии, неравномерно на различных стадиях пластической деформации при растяжении. На начальном этапе деформирования, до $\epsilon_{true} \sim 0,03-0,05$, практически вся энергия пластической деформации поглощается материалом, что связано с субструктурным упрочнением при ИПД, дисперсионным упрочнением наночастицами ω -фазы или интерметаллидной фазы, ($Mg_{24}Y_5$), а также формирование α -фазы для сплава Ti-45Nb. На следующих стадиях деформации количество выделяющейся теплоты растет и непосредственно перед разрушением достигает ~ 40 и ~ 70 %, соответственно для КК и УМЗ состояния, а энергия, поглощенная материалом, составляет ~ 60 и ~ 30 % от работы пластической деформации (табл. 1).

Таким образом, УМЗ структура оказывает значительное влияние на закономерности деформационного поведения, накопления и диссипации энергии в процессе пластической деформации образцов титана BT1-0 и сплавов Zr-1Nb, Ti-45Nb, Mg-2.9Y-1.3Nd.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Kaur M.; Singh K. Review on titanium and titanium-based alloys as biomaterials for orthopaedic applications // Mater. Sci. Eng. – 2019. – Vol. 102. – P. 844–862. – DOI: 10.1016/j.msec.2019.04.064.
2. Development of Ultrafine-Grained and Nanostructured Bioinert Alloys Based on Titanium, Zirconium and Niobium and Their Microstructure, Mechanical and Biological Properties / Sharkeev Yu., Eroshenko A., Legostaeva E., Kovalevskaya Z., Belyavskaya O., Khimich M., Eppe M., Prymak O., Sokolova V., Zhu Q., Sun Z., H. Zhang // Metals. – 2022. – Vol.12. – No.7. – P. 1136. – DOI: 10.3390/met12071136.
3. Magnesium Permanent Mold Castings Optimization / Elsayed F.R., Hort N., Salgado-Ordoric M.A., Kainer, K. // Mater. Sci. Forum. – 2011. – Vol. 690. – P.65–68. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.690.65.
4. The Influence of Ultrafine-Grained State of Zr–1 wt.% Nb and Ti–45 wt.% Nb Alloys on their Thermophysical Properties and Energy Dissipation and Accumulation during Deformation / Legostaeva E.V., Sharkeev Y.P., Belyavskaya O.A., Vavilov V.P., Skripnyak V.A., Zhilyakov A.Y., Kuznetsov V.P., Eroshenko A.Y. // Russian Physics Journal – 2021. – Vol. 63. – No. 11 – P.1867–1875. – DOI: 10.1007/s11182-021-02270-0.
5. Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity / W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler, and G. L. Abbott // J. Appl. Phys. – 1961. – Vol. 32. – P. 1679–1684. – DOI: 10.1063/1.1728417
6. ASTM E1269 (2011) Standard test Method for Determining Specific Heat Capacity by Differential Scanning Calorimetry.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Mg-Zn-Zr-Ce, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Шаркеев Ю.П., ^{1,2}Лугинин Н.А., ¹Ерошенко А.Ю., ¹Толмачев А.И.,
¹Глухов И.А., ¹Уваркин П.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В последнее время в областях травматологии и хирургии активно развивается концепция «биорегенеративной медицины», которая позволяет исключить дополнительное хирургическое вмешательство [1]. Одной из самых перспективных групп материалов, позволяющих следовать данной концепции, являются металлические биорезорбируемые материалы, к которым относятся сплавы на основе железа [2] и магния [3]. Магниево-сплав со временем резорбируется в организме, что не требует повторных хирургических операций, однако скорость резорбции в биологических средах очень велика [4]. Магниево-сплав имеют низкий модуль упругости (10-40 ГПа), близкий к модулю упругости кортикальной костной ткани [5]. Введение редкоземельных элементов с размерами атомов, близкими к атому магния (неодим, цирконий, церий, кадмий), в состав магниевых сплавов приводит к улучшению прочностных характеристик, повышению пластичности и коррозионной стойкости без изменения модуля упругости [6]. Однако в ряде случаев достигаемый уровень прочностных свойств не всегда отвечает необходимым требованиям, что ограничивает их применение в медицине. Задача повышения механических свойств может быть решена за счет измельчения зеренной структуры материала, применяя методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Согласно соотношению Холла-Петча, данный процесс может увеличить предел текучести материала в 2-3 раза, что положительно скажется на эксплуатационных характеристиках магниевых сплавов.

В работе проведено исследование влияния комбинированного метода ИПД на микроструктуру и механические свойства магниевого сплава на основе системы Mg-Zn-Zr-Ce (Zn – 98,7 мас. %, Zr – 1,1 мас. %, Zr – 0,1 мас. %, Ce – 0,1 мас. %). Для формирования мелкозернистого (МЗ) состояния в сплаве применяли ИПД по двум деформационным схемам: абс-прессование в пресс-форме и абс-прессование в пресс-форме с многоходовой прокаткой в ручьевых валках. На этапе абс-прессования проводили одноцикловую осадку в пресс-форме при постоянной температуре 250 °С последовательно по трем взаимно перпендикулярным осям заготовки до 30 % с поворотом заготовки на 90°.

Согласно данным оптической и электронной просвечивающей микроскопии микроструктура сплава в исходном состоянии представлена равноосными зёрнами α -фазы магния со средним размером $25,0 \pm 10,0$ мкм (рис. 1а). Внутри и по границам зёрен наблюдаются мелкодисперсные частицы интерметаллидной фазы Zn_3Ce . Также в объёме зёрен α -фазы локально наблюдаются мелкодисперсные частицы циркония.

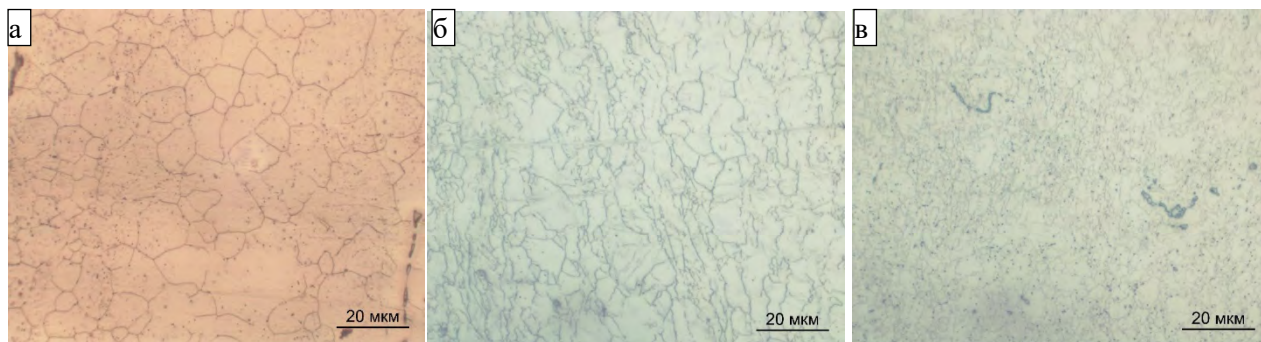


Рис. 1. Оптические изображения поверхности сплава Mg-Zn-Zr-Ce в различных структурных состояниях

Показано, что при абс-прессовании в магниевом сплаве формируется МЗ состояние со средним размером зерна α -фазы $3,0 \pm 2,0$ мкм (рис. 1б). Дополнительная деформация прокаткой способствует дополнительному измельчению структуры до среднего размера зерна $1 \pm 0,7$ мкм (рис. 1в). Установлено, что МЗ структура обеспечивает значительное повышение условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ в 2,8 раза при уменьшении пластичности δ в 4,3 раза по сравнению с исходным состоянием (см. таблица 1 и рисунок 2).

Таблица 1. Механические характеристики сплава Mg-Zn-Zr-Ce после применения метода ИПД

Состояние	Средний размер зерна, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	E, ГПа	δ , %	H_u , МПа
Исходное	$25,0 \pm 10,0$	90	190	10	13	605 ± 30
МЗ, абс-прессование	$3,0 \pm 2,0$	140	220	12	9	740 ± 30
МЗ, абс-прессование+прокатка	$1 \pm 0,7$	250	270	12	3	750 ± 40

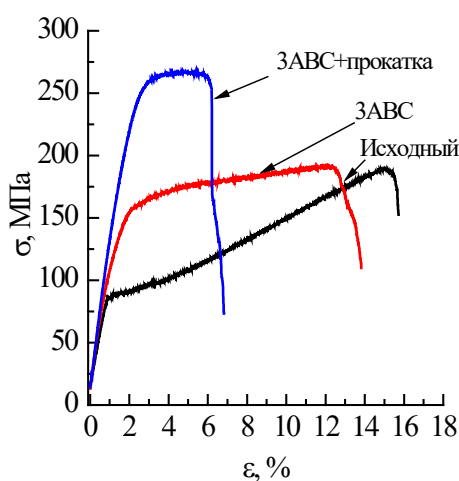


Рис. 2. Кривые растяжения сплава Mg-Zn-Zr-Ce в различных структурных состояниях

Рассматриваются вопросы, связанные с поиском оптимальных деформационных режимов ИПД для формирования УМЗ структуры с целью повышения уровня механических свойств сплава.

Работа выполнена в рамках финансовой поддержки проекта РНФ № 23-13-00359.

1. Zheng Y.F. Biodegradable metals // *Mat Sci Eng R.* – 2014. – Vol. 77. – P. 1-34.
2. Hermawan H. Degradable metallic biomaterials: Design and development of Fe-Mn alloys for stents // *J Biomed Mater Res A.* – 2010. – Vol. 93. – P. 1-11.
3. Yibin R., Jingjing H., Ke Y. Study of biocorrosion of pure magnesium // *Acta Metallurgica Sinica – Chinese Edition.* – 2005. – Vol. 41. – P. 1228-1232.
4. Witte F. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion // *Current Opinion in Solid State and Materials Science.* – 2008. – Vol. 12. – P. 63-72.
5. Witte F., Ulrich H., Palm C. Biodegradable magnesium scaffolds: Part II: peri-implant bone remodeling // *Biomed mater research A.* – 2007. – Vol. 81A. – P. 748-756.
6. Hort N., Huang Y., Fechner D. Magnesium alloys as implant materials – principles of property design for Mg-RE alloys // *Acta biomaterialia.* – 2010. – Vol. 6. – P. 1714-1725.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРОШКОВОГО МОНОКАРБИДА ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Шекшеев М.А., Михайлицын С.В., Куприянова О.А., Полякова М.А.
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск

К сварным соединениям трубных сталей предъявляют повышенные требования по их структурному состоянию и механическим свойствам [1,2]. Потребители сварочных материалов, предъявляют требования в соответствии с которыми металл шва должен соответствовать требуемому комплексу механических свойств без применения дополнительных технологических операций, таких как послесварочная термическая обработка.

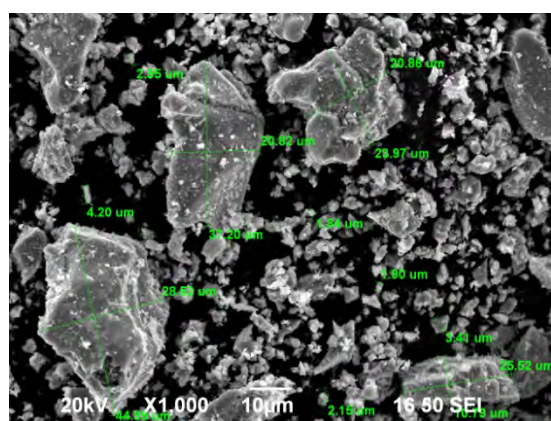
Перспективным способом для улучшения структуры и механических свойств металла сварных швов непосредственно в процессе сварки является введение в расплав сварочной ванны дисперсных тугоплавких порошковых материалов [3,4], которые выполняют функцию инокуляторов и способствуют измельчению кристаллитов наплавленного металла.

Учитывая вышеизложенное, целью настоящей работы является исследование влияния порошка VC, введенного в расплав сварочной ванны через покрытие штучных электродов, на структуру и механические свойства металла сварных швов трубной стали класса прочности K60.

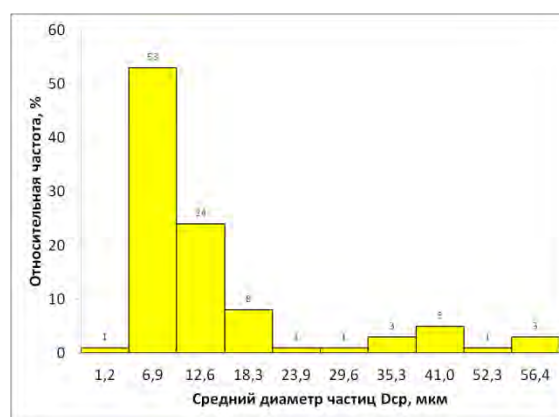
Для выявления качественных и количественных характеристик формирующейся структуры использовался оптический микроскоп Axio Observer с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO.

Изучение особенностей микроструктурных составляющих и определение состава порошка VC осуществляли на сканирующем микроскопе JSM 6490 LV B, оснащенный системой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium при различных увеличениях. Определение гранулометрического состава порошка осуществляли с помощью системы компьютерного анализа изображений SIAMS Photolab.

В качестве инокулирующей добавки применяли порошковый монокристалл ванадия, при этом около 86% частиц в объеме порошка имели средний диаметр менее 20 мкм (см. рис. 1).



а



б

Рис. 1. Результаты гранулометрического анализа порошка VC: внешний вид частиц порошка (а); относительная частота частиц в объеме порошка (б)

Методом опрессовки были изготовлены электроды, содержащие различное количество VC в своем покрытии. Экспериментальные электроды имели покрытие основного типа, при этом один из составов инокулирующей добавки не содержал. Экспериментальными электродами сваривали между собой фрагменты проката из стали класса прочности K60 размерами 330×150×20 мм на подложке в V-образную разделку в нижнем положении на токах 100 – 120 А обратной полярности.

Металлографический анализ металла сварных швов показал, что в образцах, полученных электродами, содержащими добавки VC, наблюдается уменьшение площади поперечного сечения кристаллитов в наплавленном металле шва в 3 – 5 раз (см. рис. 2 в, г) по сравнению с базовым образцом (см. рис. 2 а).

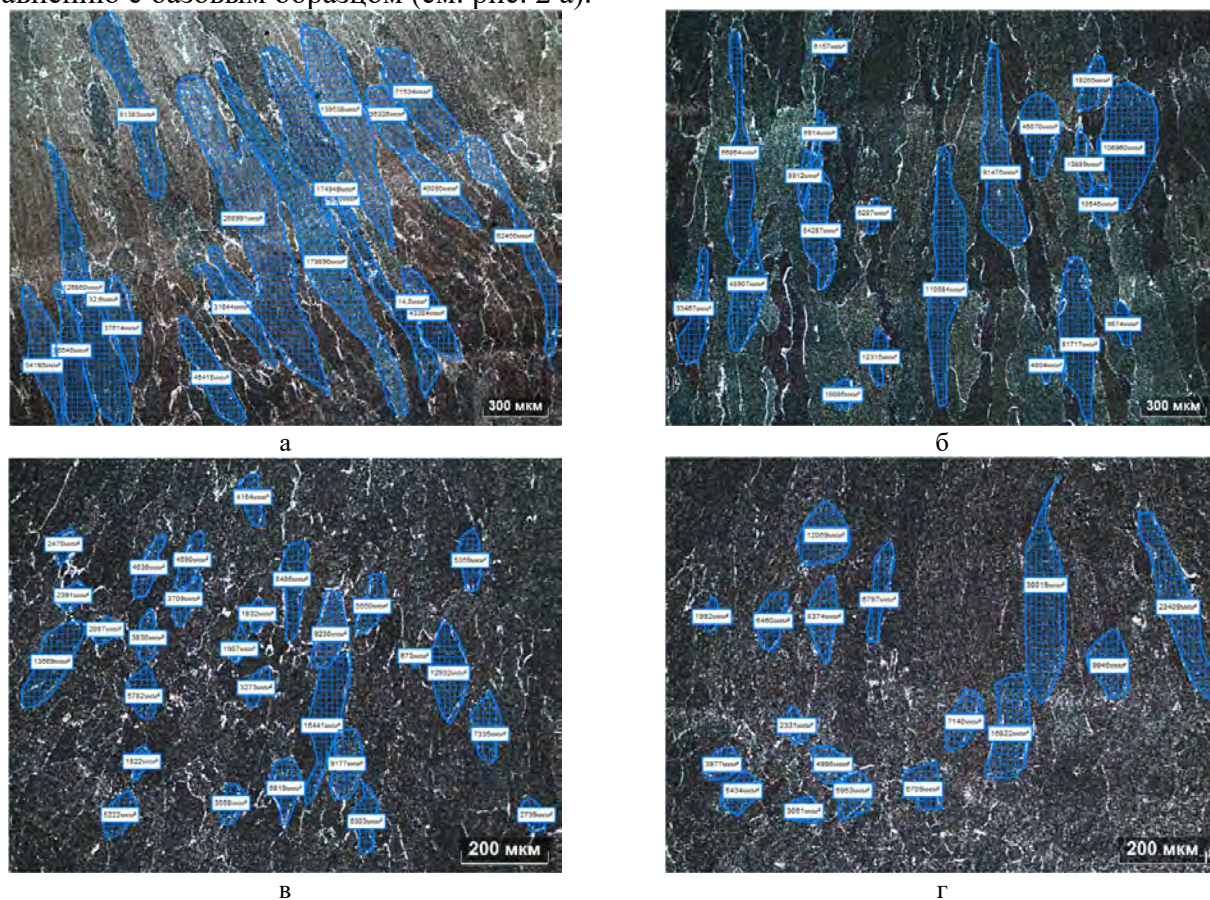


Рис. 2. Макроструктура сварных швов, выполненных электродами с различным содержанием VC: 0 % (а); 0,5 % (б); 1,0 % (в); 1,5% (г)(от массы сухой шихты)

Результаты механических испытаний показали значительное повышение прочностных свойств металла сварных швов. Временное сопротивление разрыву (ГОСТ 6996-66) увеличилось с 695 МПа (при VC = 0%) до 876 МПа (при VC = 1,5 %). Твердость наплавленного металла по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) изменяется от 237 HV (при VC = 0%) до 278 HV (при VC = 1,5%).

Работа выполнена в рамках государственной поддержки молодых российских ученых - гранта Президента РФ (№ МК-3849.2021.4).

1. Исследование влияния склонности к росту зерна аустенита на ударную вязкость ЗТВ сварных соединений малоуглеродистых низколегированных сталей / Л. А. Ефименко, Д. В. Пономаренко и др. // *Металлург.* – 2020. – № 4. – С. 62–65.
2. Особенности структуры и свойства сварных швов трубной стали, выполненных электродами различных марок / И. Н. Зверева, А. Д. Картунов и др. // *Сварочное производство.* – 2017. – № 11. – С. 37–40.
3. Феноменологическая модель формирования центров кристаллизации в металлическом расплаве при сварке под влиянием ультрадисперсных тугоплавких компонентов / Г.Н. Соколов, В.И. Лысак и др. // *Вопросы материаловедения.* – 2015. – № 4. – С. 159–168.
4. Инокулирование сварочной ванны низкоуглеродистой стали ультрадисперсными тугоплавкими компонентами / М.А. Шекшеев, М.А. Полякова и др. // *Металлург.* – 2022. – № 12. – С. 63–68.

ПОЛУЧЕНИЕ ШПИНЕЛИ $MgAl_2O_4$ ПО ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Шеховцов В.В., Скрипникова Н.К., Улмасов А.Б.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Алюмо-магнезиальный шпинель ($MgAl_2O_4$) в большинстве используется, как огнеупорный материал [1], благодаря своим теплофизическим свойствам (температура плавления $2135^\circ C$, теплопроводность при температурах от $127 - 1095^\circ C$ имеет $\lambda = 11,1 - 4,3 \text{ Вт/(м} \cdot ^\circ C)$). В качестве огнеупорного материала шпинель наиболее важна [2] для сталеразливочных ковшей металлургической промышленности, переходных участков и зон обжига цементных вращающихся печей и регенераторов стекловаренных печей. Помимо огнеупоров, шпинель также применяется в области конструкционной керамики и в основном исследуется для широкого спектра применений, включая прозрачную броню, купола ракет и материалы для лазерных носителей [3,4]. Шпинель из оксида алюминия и магния в природе встречается редко поэтому для любого коммерческого использования шпинель приходится получать синтетическим путем. Шпинели высокой чистоты были синтезированы в основном мокрыми химическими процессами, такими как синтез сжиганием [5] пиролиз в пламени, соосаждение на основе гидроксида [6] золь-гель процесс [7] и т. д. Однако мокрые процессы трудно коммерциализировать, и шпинель широко получают методом твердофазной реакции для любой объемной или коммерческой деятельности.

В статьях [8,9] представлен новый подход к синтезу керамических и стеклокерамических материалов, основанный на использовании тепловой энергии плазмы. Применяемый источник нагрева и плавления позволяет создать условия, при которых температура плазменного потока варьируется от 3000 до $10\,000 \text{ K}$ на порядок, превышающий температуру плавления материалов, используемых при синтезе алюмо-магнезиальной шпинели. Таким образом, целью данной работы является произвести оценку возможности синтеза алюмо-магнезиальной шпинели $MgAl_2O_4$ методом плазменной плавки компонентов.

В работе использовались природные материалы: $\gamma\text{-AlO(OH)}$ – бёмит (месторождение бокситов, Северный Урал) и $MgCO_3$ – магнезит (Савинское месторождение, Иркутская область). Согласно диаграмме состояния $MgO\text{-}Al_2O_3$ подобран состав в стехиометрическом соотношении: 28% оксида магния и 72% оксид алюминия. Экспериментальные исследования проводились на электроплазменном стенде для плавки тугоплавких материалов [10]. Полученный материал анализировался методом рентгенофазового анализа (дифрактометр XRD-6000). На рис. 1 представлена технологическая схема процесса плавления.

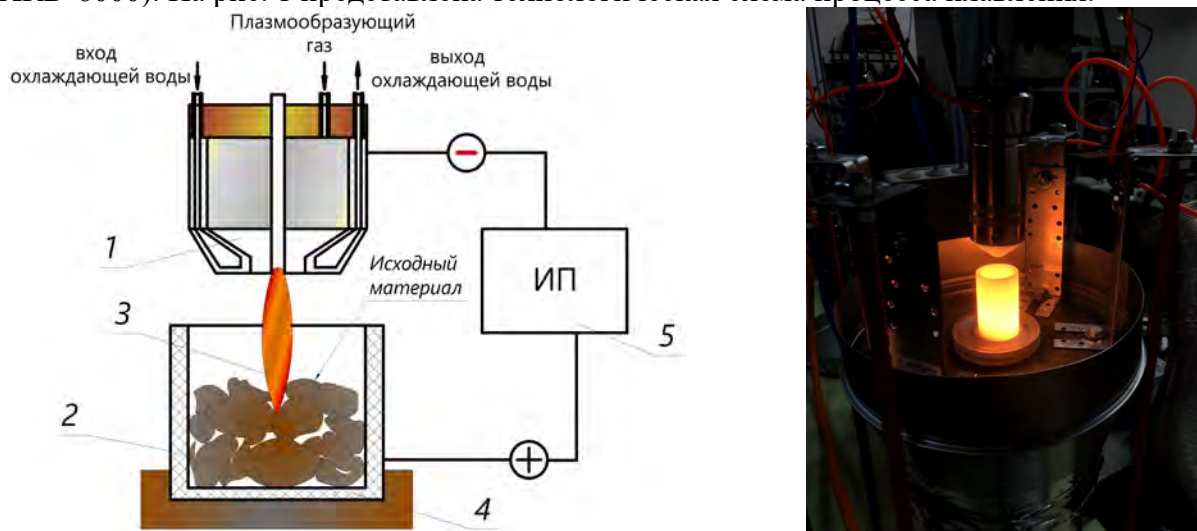


Рис. 1. Технологическая схема процесса получения алюмо-магнезиальной шпинели методом плазменной плавки компонентов: а – блок схема; 1-узел катодный; 2-гранулированное сырье; 3-дугаплазменная; 4-графитовый анод; 5-источник питания; б -фотография процесса

На рис. 2 представлена экспериментальная (1) и теоретическая (2) дифрактограмма полученного продукта плавления, где теоретическая дифрактограмма соответствует эталонной карточке R050392, подобранной в электронной базе данных (RRUFF).

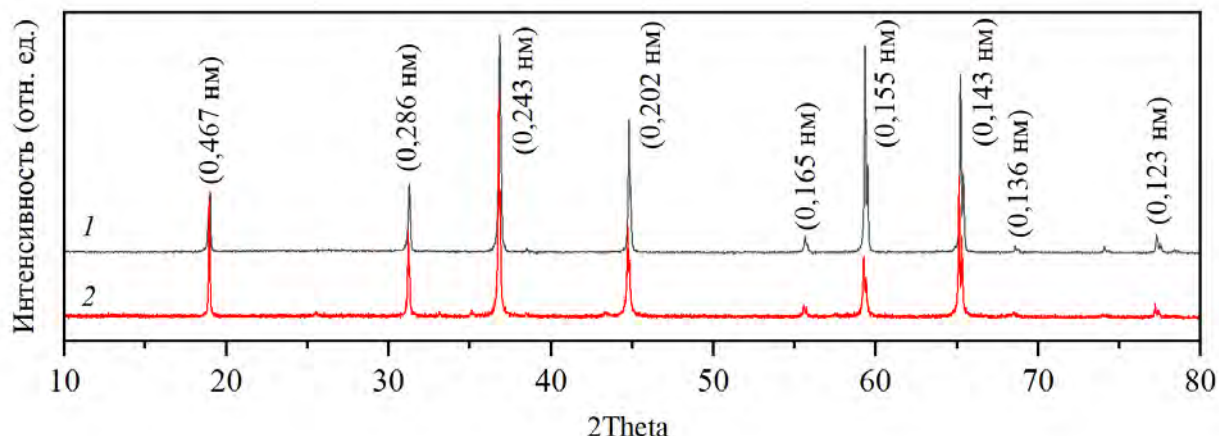


Рис. 2. Рентгеновские дифрактограммы полученного образца на основе шпинели MgAl_2O_4 в среде термической плазмы

Исходя из результатов рентгенофазового анализа на рис. 2, видно, что экспериментальная дифрактограмма представлена в основном кристаллической фазой MgAl_2O_4 , со следующими дифракционными пиками: $2\theta = 19, 31, 36, 45, 60, 65, 77$. Отклонение от теоретической дифрактограммы не превышает 5 %, что говорит о высокой степени чистоты полученного материала. Таким образом, метод плазменной плавки компонентов является перспективным для получения алюмо-магнезиальной шпинели. Полученные результаты будут интересны для отрасли производства высокотемпературной керамики.

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2022-0001 и гранта Президента РФ МК-66.2022.4

1. Effect of spinel content on the properties of magnesia–spinel composite refractory / A. Ghosh, R. Sarkar, B. Mukherjee, S.K. Das // J. Eur. Ceram. Soc. – 2004. – Vol. 24. – P.2079–2085. – DOI:10.1016/S0955-2219(03)00353-4.
2. Effect of modified MgO aggregates on mechanical properties of magnesium aluminate spinel refractories / S. Ma, K. Shi, Y. Xia, Y. Zhang, X. Han // Ironmaking and Steelmaking. – 2021. – Vol. 48. – P. 292–298.
3. Harris C. History of Development of polycrystalline optical spinel in the U.S.// Window and Dome Techno.and Materials IX. – 2005.– Vol. 5786. – P. 1–22. – DOI: 10.1117/12.609708.
4. Goldstein A. Correlation between MgAl_2O_4 -spinel structure processing factors and functional properties of transparent parts (progress review). – J. Eur. Ceram. Soc. – 2012. – Vol. 32. – P. 2869 – 86.
5. Effect of fuel type on morphology and reactivity of combustion synthesised MgAl_2O_4 powders / I. Ganesh, B. Srinivas, R. Johnson, B. P. Saha, Y. R. Mahajan // Bri. Ceram. Trans. – 2002. – Vol. 101.– P. 247-254. – DOI: 10.1179/096797802225004063
6. Synthesis and characterization of MgAl_2O_4 powder from a heterogeneous alkoxide solution containing fine MgO powder / T. Shiono, K. Shiono, K. Miyamoto, G. Pezzotti // J. Am. Ceram. Soc. – 2000. – Vol. 83. – P. 235-237. – DOI: 1151-2916.2000.tb01180.x.
7. Золь-гель синтез нанокристаллической алюмомангневой шпинели и получение на ее основе плотной, пористой и прозрачной керамики / Л.В. Морозова, О.Л. Белоусова, Т.И. Панова, Р.С. Шорников, О.А. Шилов // Физика и Химия стекла. – 2012. – №6. – С 768-776.
8. Синтез муллитсодержащей керамики в среде низкотемпературной плазмы / В.В. Шеховцов, Н.К. Скрипникова, О.Г. Волокитин, Р.Е. Гафаров // Физика и химия стекла. – 2022. – Т. 48. – С. 630–634. – DOI: 10.31857/S0132665121100619.
9. Получение стеклокерамики системы MgO-SiO_2 методом плазменной плавки / В.В. Шеховцов, О.Г. Волокитин, В.А. Ушков, Д.А. Зорин // Письма в Журнал технической физики. – 2022. – Т. 48. – С. 15–18. – DOI: 10.21883/PJTF.2022.24.54017.19278.
10. Плазмохимический синтез анортита / Н.К. Скрипникова, О.Г. Волокитин, В.В. Шеховцов, М.А. Семеновых // Известия вузов. Физика. – 2022. – Т. 65. – С. 139–144. – DOI: 10.17223/00213411/65/6/139.

СИНТЕЗ ФОРСТЕРИТОВОГО МАТЕРИАЛА В СРЕДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

Шеховцов В.В., Скрипникова Н.К., Кунц О.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Форстерит Mg_2SiO_4 представляет собой высокотемпературный керамический материал [1], характеризующийся температурой плавления $1890^\circ C$, высоким сопротивлением ползучести при высоких температурах и низкой теплопроводностью. Благодаря своим свойствам область применения широкая: это изготовление подложек для высокочастотной электроники, металлокерамических уплотнений и высокотемпературных связующих веществ. В области огнеупоров форстерит считается одним из наиболее эффективных материалов для ответственных производственных стадий современной черной металлургии, а именно сталеплавильного и литейного производства или ковшевой металлургии [2-4]. Обычный синтез реакционноспособного форстерита обычно основан на твердофазной реакции MgO и предшественников, содержащих SiO_2 . Однако при таком обычном методе синтеза обычно трудно избежать появления $MgSiO_3$ и примеси MgO [5-7]. Поэтому для синтеза высокочистого форстерита предложен плазменный метод получения форстерита. Целью работы является оценить возможность синтез форстеритового материала путем плавления компонентных шихт в условиях энергии термической плазмы.

Для проведения экспериментальных работ выбраны распространённые природные материалы: магнезит Савинского месторождения – источник MgO ; отсев кварцевого песка Туганского месторождения – источник SiO_2 . На основе выбранных материалов подготавливались компонентные шихты, в которых содержание магнезита варьировалось от 55 до 75 мас. %. После смешивания компонентов, шихта гранулировалась с добавлением водно-щелочного раствора силиката натрия. После чего, гранулят помещался в графитовый тигель, где с помощью источника плазмы проходил процесс плавления в течении 60 с [8-10]. Полученные продукты анализировались с использованием качественного рентгенофазового анализа на Shimadzu XRD 6000, Япония со скоростью сканирования 2 мин в диапазоне $2\theta = 10-90^\circ$. На рис. 1 представлены дифрактограммы полученных образцов.

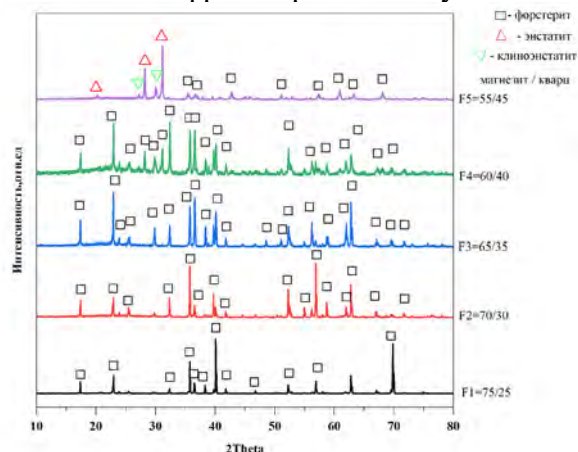


Рис. 1. Дифрактограммы полученных образцов форстерита

Образцы составов F1-F4, имеют четко выраженные дифракционные максимумы характерных для форстерита. При повышении количества оксида магния вплоть до стехиометрического состава форстерита, интенсивность линий форстерита возрастает. В составе F-5 появляются линии энстатита ($d = 4,40; 2,87; 2,97; 2,79; 2,11$), образуются за счет того, что происходит уменьшения оксида магния и увеличения оксида кремния, в составе также наблюдаются небольшие пики клиноэнстатита ($d = 3,27; 3,16$).

На рис. 2 представлены электронные снимки поверхности скола образца F-2. Установлено, что поверхность скола приравнена группой плотно расположенных к друг другу прямоугольных кристаллам форстерита. В некоторых местах присутствуют поры диаметром до 25 мкм.

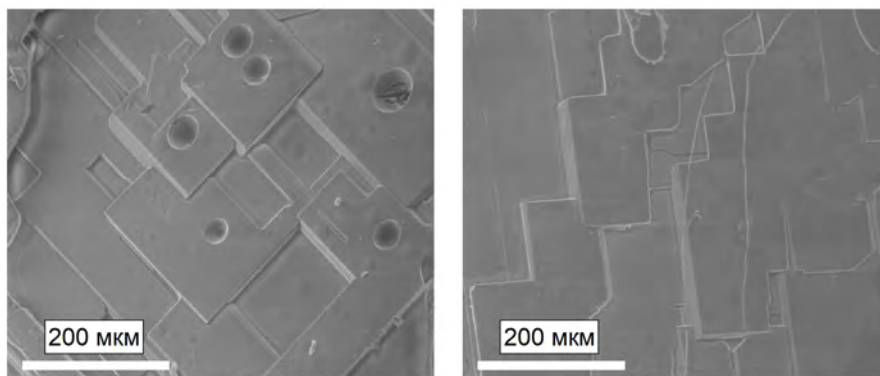


Рис. 2. Электронные снимки поверхности скола образца F-2

Таким образом, в работе показана возможность синтеза форстеритового материала с применением энергии термической плазмы на основе природных тугоплавких материалов. Этот метод позволяет получать материал с высокой производительностью и характеристиками, что делает его привлекательным для использования в различных областях, таких как металлургия, химическая и энергетическая промышленность. Экспериментальное исследование показало, что синтез форстеритового материала в среде плазмы является эффективным и универсальным подходом. Кроме того, можно отметить экологическую безопасность метода, поскольку он не использует тяжелых металлов и других опасных для здоровья человека и окружающей среды веществ. Таким образом, синтез форстеритового материала в среде плазмы имеет большое значение в современной промышленности и науке. Этот метод является эффективным и универсальным, что делает его привлекательным для использования в различных областях.

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2023-0001 и гранта Президента РФ МК-66.2022.4

1. Influence of MgO precursors on mechanically activated forsterite synthesis / L. Chen, Ye. Guotian, W. Zhou, J. Dijkmans, B. Sels, A. Malfliet, M. Guo // *Ceram Int.* – 2015. – Vol. 41. – P. 12651–12657. – DOI:10.1016/j.ceramint.2015.06.096.
2. Mustafa E., Khalil N., Gamal A., Sintering and microstructure of spinel–forsterite bodies // *Ceram Int.* – 2002. Vol. 28. – P. 663–667. – DOI:10.1016/S0272-8842(02)00025-1.
3. Facile synthesis of MgO–Mg₂SiO₄ composite ceramics with high strength and low thermal conductivity / X. Ren, B. Ma, G.Fu, F. Qian, G. Liu, J. Yu, Y. Li d // *Ceram Int.* – 2021. – Vol. 47. – P. 19959–19969. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.331.
4. Synthesis of hollow forsterite by coating method and study of its dielectric properties / G. Asghar, X. Dong, S. Chae, Chan-Sei Yoo, S. Oh, K.Hwan Choi, J. Jeon a, C. Woo, T. Yeong Kim, J. Ahn, H. Oh, H.Yu, J. Choi // *Ceram Int.* – 2023. – Vol. 49. P. 4826–4830. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.09.372.
5. Tavangarian F., Emadi R. Synthesis of nanocrystalline forsterite (Mg₂SiO₄) powder by combined mechanical activation and thermal treatment // *Mat. Res. Bulletin.* – 2010. – Vol. 45. – P. 388–391. – DOI:10.1016/j.materresbull.2009.12.032.
6. Fathi M.H., Kharaziha M. Mechanically activated crystallization of phase pure nanocrystalline forsterite powders // *Mater. Lett.* – 2008. – Vol. 62. – P. 4306–4309. – DOI:10.1016/j.matlet.2008.07.015.
7. Crystallisation and microstructure of nepheline–forsterite glass-ceramics / M.I. Martín, F. Andreola, L. Barbieri, F. Bondioli, I. Lancellotti, J.Ma. Rincon, M. Romero // *Ceram Int.* – 2012. – Vol. 39. – P. 2955–2966. – DOI:10.1016/j.ceramint.2012.09.072.
8. Синтез стеклокерамики Mg₄SiO₂ в среде термической плазмы / В. В. Шеховцов, О. Г. Волокитин, В. А. Ушков, Д. А. Зорин // *Известия вузов. Физика.* – 2023. – Т. 66 – № 1(782). – С. 3–8. – DOI 10.17223/00213411/66/1/3.
9. Плазменная технология синтеза форстеритового материала / В. В. Шеховцов, Н. К. Скрипникова, О. А. Кунц // *Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета.* – 2023. – Т. 25. – № 1. – С. 166–175. – DOI 10.31675/1607-1859-2023-25-1-166-175.
10. Получение стеклокерамики системы MgO–SiO₂ методом плазменной плавки / В. В. Шеховцов, О. Г. Волокитин, В. А. Ушков, Д. А. Зорин // *Письма в Журнал технической физики.* – 2022. – Т. 48. – № 24. – С. 15–18. – DOI 10.21883/PJTF.2022.24.54017.19278.

АНТИФРИКЦИОННЫЕ ХГН-ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Шикалов В.С., Видюк Т.М.

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

Применение антифрикционных металломатричных покрытий, обладающих электрической проводимостью, является эффективным способом обеспечения качественного токосъема и минимального износа в контактных парах трения в различных областях машиностроения. Одним из перспективных материалов для применения в данной сфере являются композитные покрытия на основе медной матрицы и дисперсных включений графита. Применение такой композиции позволяет в процессе трения сформировать на поверхности покрытия тонкий антифрикционный слой, препятствующий ее изнашиванию, и, одновременно обеспечить электрическую проводимость на приемлемом уровне.

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) является привлекательным способом создания композитных покрытий с сохранением фазового состава, равномерным распределением компонентов, минимальными остаточными напряжениями и высокой производительностью. Однако существует проблема введения частиц графита в металлическую матрицу покрытия при ХГН. При использовании смеси порошков меди и графита смазывающее свойство графита ингибирует адгезионно-когезионные процессы препятствуя росту покрытия, в связи с чем на практике оказывается невозможным получить такой композит. Решением данной проблемы может стать использование для напыления смеси медного порошка и плакированного порошка графит-никель структуры ядро-оболочка [1, 2]. Никелевая оболочка на частицах графита толщиной несколько микрометров позволит избежать смазывающего эффекта в процессе напыления и сформировать композитное покрытие требуемого состава за счет когезионной связи между медью и никелем.

В настоящей работе проводилось исследование структуры, механических и трибологических свойств ХГН-покрытий на основе меди с различным содержанием плакированных частиц графита. Полученные результаты открывают широкие перспективы использования холодного газодинамического напыления для производства токопроводящих антифрикционных покрытий, работающих в условиях сухого трения, востребованных в электротехнической отрасли современной промышленности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-10123, <https://rscf.ru/project/23-29-10123/> и Правительства Новосибирской области с использованием оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН).

1. Effect of substrate type on deposition behavior and wear performance of Ni-coated graphite/Al composite coatings deposited by cold spraying / C. Huang, W. Li, Y. Xie, M.-P. Planche, H. Liao, G. Montavon // J. Mater. Sci. Technol. – 2017. – Vol. 33. – P. 338–346. – DOI:10.1016/j.jmst.2016.11.016.
2. Low-pressure cold spraying of copper–graphite solid lubricating coatings on aluminum alloy 7075-T651 / W. Chen, Y. Yu, J. Ma, S. Zhu, W. Liu, J. Yang // J. Therm. Spray Tech. – 2019. – Vol. 28. – P. 1688–1698. – DOI:10.1007/s11666-019-00905-w.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ Si НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N

Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Твердые керамические покрытия находят все более широкое применение в обрабатывающей, медицинской, авиакосмической и других отраслях промышленности для повышения износостойкости и защиты от коррозии деталей и механизмов. Наиболее популярными среди них являются покрытия на основе нитридов переходных металлов, особенно титана. Первыми из этого семейства были созданы покрытия TiN, которые обладают твердостью до 30 ГПа и стойкостью к окислению до температуры 550 °С. Необходимость повышения их эксплуатационных характеристик обусловила разработку новых типов покрытий. Одним из наиболее успешных способов улучшения свойств покрытий TiN стало их легирование дополнительными химическими элементами. Так, в 1986 году появились покрытия TiAlN, твердость которых достигает 40 ГПа, а стойкость к окислению сохраняется до температуры 800 °С. Дальнейшее развитие технологии нанесения защитных покрытий привело к созданию в конце XX века четырехкомпонентных композиций на основе системы TiAlN. В частности, перспективным оказалось легирование Ta и Si. Покрытия Ti-Al-Ta-N за счет изменения электронной структуры и типа химической связи обладают повышенной трещиностойкостью, стойкостью к окислению и термической стабильностью. Покрытия Ti-Al-Si-N вследствие формирования двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры характеризуются твердостью свыше 40 ГПа в сочетании с высокими термической стабильностью и стойкостью к окислению. Учитывая это, недавно было предложено одновременно легировать Ta и Si покрытия Ti-Al-N, т.е. создать пятикомпонентное покрытие Ti-Al-Ta-Si-N.

Было показано, что покрытия Ti-Al-Ta-Si-N характеризуются более высокими твердостью, вязкостью и адгезией по сравнению с покрытиями Ti-Al-Si-N [1]. При этом наиболее прочную связь с подложкой продемонстрировало покрытие $\text{Ti}_{0,36}\text{Al}_{0,44}\text{Ta}_{0,10}\text{Si}_{0,10}\text{N}$, в то время как дальнейшее увеличение содержания Ta приводило к более раннему скалыванию покрытий при скретч-тестировании. Покрытие Ti-Al-Ta-Si-N также продемонстрировало более высокую твердость по сравнению с покрытием Ti-Al-Ta-Si-N с одновременным повышением вязкости [2]. Введение Si также улучшает термическую стабильность и стойкость к окислению покрытий Ti-Al-Ta-Si-N [3]. Однако, в предыдущих исследованиях изучались покрытия Ti-Al-Ta-Si-N только с одной концентрацией Si, хотя известно, что содержание Si является ключевым параметром, фактически определяющим микроструктуру и свойства покрытий на основе нитридов переходных металлов [4]. Поэтому в данной работе было систематически исследовано и проанализировано влияние содержания Si в диапазоне от 3 до 15 ат. % на микроструктуру и механические свойства покрытий Ti-Al-Ta-Si-N.

Покрытия наносили методом реактивного магнетронного распыления на подложки из стали 12X18H9T, титана VT1-0, кремния и сплава ВК-8. Осаждение покрытий проводили методом реактивного магнетронного распыления при постоянном токе с использованием двух мишеней: сплавной мишени Ti-Al (50 ат.% Ti, 50 ат.% Al) с вставками Si и мишени Ta (99.99%). Напыление проводили в смеси газов Ar + N₂ при давлении в рабочей камере 0,3 Па. Варьирование содержания Si в покрытиях осуществляли путем изменения количества вставок Si на мишени Ti-Al. Содержание Ta во всех покрытиях поддерживалось на уровне 5 ат. % Толщина покрытий составляла 3 мкм.

Показано, что с увеличением содержания Si однофазная ГЦК структура покрытий трансформируется в двухфазную аморфно-нанокристаллическую структуру. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшается с 24 нм в покрытиях Ti-Al-Ta-N до ~6 нм в покрытиях, содержащих 7,5 ат. % Si. Резкое уменьшение размера ОКР начинается при содержании Si 5 ат.%, что указывает на начало формирования аморфной зернограничной фазы SiN_x, наличие которой было выявлено методом рентгеновской фотоэлектронной

спектроскопии. Образование данной фазы подавляет диффузию атомов металлов, входящих в состав покрытий, тем самым препятствуя росту кристаллитов. При содержании Si 15 ат. % покрытия становятся рентгеноаморфными. Кроме того, рост содержания кремния в покрытиях вызывает изменение преимущественной ориентации кристаллитов. Покрытия, не содержащие Si, характеризуются преимущественной ориентацией зерен (111), в то время как при содержании $Si \geq 6$ ат.% формируется сильная текстура (200). При увеличении содержания Si от 0 до 5 ат.% происходит уменьшение параметра решетки покрытий, что связано с внедрением в кристаллическую решетку атомов Si, имеющих меньший размер, чем атомы Ti, Al и Ta, а также с ростом в покрытиях остаточных сжимающих напряжений. Последнее хорошо согласуется с результатами измерения кривизны прогиба подложек, согласно которым при увеличении содержания Si от 0 до 5 ат.% в покрытиях растут сжимающие напряжения, достигая величины $-5,9$ ГПа. При более высоких концентрациях кремния, сжимающие напряжения, напротив, снижаются, что сопровождается увеличением параметра решетки.

Исследование микроструктуры поперечных сечений покрытий методом сканирующей электронной микроскопии показало, что при содержании кремния вплоть до 4 ат. % они характеризуются столбчатой структурой, в которой столбчатые зерна распространяются через всю толщину покрытий. При 5 ат. % Si столбчатая структура фрагментируется, а при дальнейшем повышении содержания Si трансформируется в плотную мелкозернистую структуру. Наконец, при 15 ат. Si поперечный скол покрытий приобретает гладкую стеклообразную поверхность без заметных особенностей, характерную для аморфных материалов. Вышеописанные закономерности эволюции микроструктуры покрытий Ti-Al-Ta-Si-N с ростом содержания Si подтверждены исследованиями, проведенными с помощью просвечивающей электронной микроскопии и высокоразрешающей ПЭМ.

Методом наноиндентирования выявлено, что изменение элементного и фазового составов, а также микроструктуры покрытий при повышении содержания Si приводят к существенным изменениям их твердости H и приведенного модуля Юнга E^* . Внедрение атомов Si в кристаллическую решетку твердого раствора Ti-Al-Ta-Si-N и образование аморфной зернограницной фазы SiN_x обуславливают рост H и E^* . Однако увеличение содержания кремния выше 5 ат. % приводит к росту объемной доли аморфной фазы, вследствие чего твердость и модуль Юнга падают. Поэтому максимальные значения H и E^* достигаются при 5 ат. % Si. При этом твердость данного покрытия превышает 40 ГПа, что позволяет отнести его к сверхтвердым материалам. Кроме того, покрытие Ti-Al-Ta-Si-N содержащее 5 ат. % Si, также характеризуется максимальными значениями отношений H/E^* и H^3/E^{*2} , что указывает на его повышенную трещиностойкость.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00441).

1. Improvement of mechanical Properties and Adhesion of Ti-Al-Si-N Coatings by Alloying with Ta / A.R. Shugurov, E.D. Kuzminov, Y.A. Garanin, A. V. Panin, A.I. Dmitriev // Lubricants – 2022. – Vol. 10. – P. 178.
2. Microstructure and mechanical properties of Ti–Al–Ta–N coatings alloyed with Si / A.R. Shugurov, E.D. Kuzminov, Yu.A. Garanin, A. V Panin, A.I. Dmitriev // Russ. Phys. J. – 2023. – V. 65. – P. 1762–1767.
3. Sun X., Liu Z.R., Chen L. Influence of Si and Ta mixed doping on the structure, mechanical and thermal properties of TiAlN coatings // Surf. Coat. Technol. – 2023. – V. 461. – 129428.
4. Improving phase stability, hardness, and oxidation resistance of reactively magnetron sputtered (Al,Cr,Nb,Ta,Ti)N thin films by Si-alloying / A. Kretschmer, A. Kirnbauer, V. Moraes, D. Primetzhofer, K. Yalamanchili, H. Rudigier, P.H. Mayrhofer // Surf. Coat. Technol. – 2021. – V. 416. – 127162.

ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi, УПРОЧНЕННОГО ЧАСТИЦАМИ Cr₃C₂

Юргин А.Б., Руктуев А.А.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

В реальных условиях эксплуатации срок службы изделий и их надежность зачастую определяется комплексом свойств поверхностных слоев материала. Одним из наиболее эффективных способов защиты рабочей поверхности изделий является формирование на их поверхности покрытий из материалов с высокой конструктивной прочностью. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) являются относительно новым и перспективным классом материалов, благодаря своим высоким показателям механических и физических свойств [1, 2]. В состав ВЭС может входить большое количество дорогостоящих элементов, что приводит к высокой себестоимости сплава. Отмеченные особенности позволяют рассматривать ВЭС в качестве материалов для защитных покрытий с необходимым комплексом эксплуатационных свойств на более дешевом материале.

Целью данной работы является изучение влияния добавки Cr₃C₂ в наплавочную смесь на структуру и свойства покрытий на основе ВЭС, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

Наплавка производилась на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 (ИЯФ СО РАН). Наплавочные смеси состояли из эквиатомной смеси порошков Co, Cr, Ni, Mn, порошка Cr₃C₂ и порошка флюса CaF₂ (30 % от массы всей насыпки). Порошки металлов и карбида хрома смешивались в пропорции (CoCrNiMn)_{100-x}(Cr₃C₂)_x, при $x = 5, 10, 20, 30$ и 50 . Следует отметить, что железо в состав смеси не вводилось, и поступало в покрытие за счет плавления материала основы. Наплавка производилась на заготовки из стали 20 размером 100×50×10 мм³. Плотность насыпки порошковой смеси составляла 0,8 г/см², скорость движения заготовки 15 мм/сек, ток пучка электронов 25 мА, энергия электронов пучка 1,4 МэВ.

Микроструктура полученных покрытия была изучена методом растровой электронной микроскопии с использованием приставки для микрорентгеноспектрального энергодисперсионного анализа. Для образцов с малой концентрацией упрочняющих частиц характерна структура, состоящая из колоний мелких пластинок, обогащенных углеродом и хромом, которые окружены матрицей с близкой к эквиатомной концентрацией элементов (рис. 1а, таблица 1). При введении в смесь 20 % Cr₃C₂ в структуре покрытия появляются крупные первичные карбиды, количество которых увеличивается с ростом доли упрочняющих частиц вплоть до 50 % (рис. 1б).

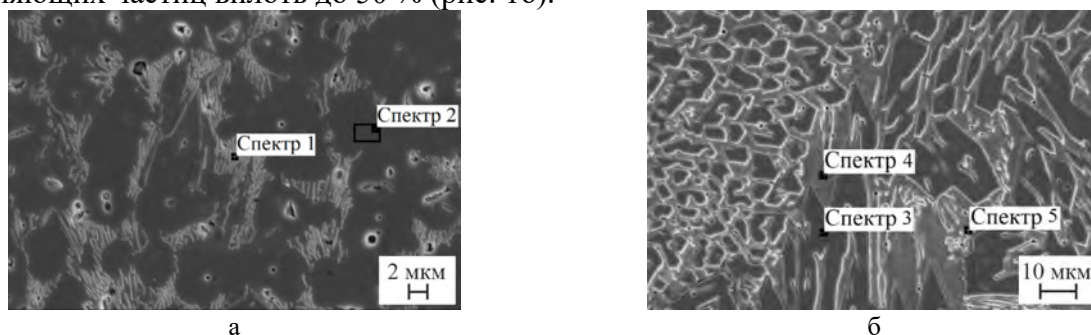


Рис. 1. Структура наплавленных покрытий с содержанием частиц карбида хрома: 10 % (а) и 50 % (б)

Таблица 1. Результаты энергодисперсионного анализа

Элемент	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4	Спектр 5
	Ат. %	Ат. %	Ат. %	Ат. %	Ат. %
C	32.17	11.39	36.46	10.33	34.57
Cr	24.44	18.68	50.33	12.76	23.52
Mn	10.77	11.75	4.25	13.30	8.96
Fe	16.01	28.55	5.11	19.62	11.58

Co	8.38	15.21	2.72	20.43	10.68
Ni	8.23	14.42	1.12	23.57	10.69

Исследование фазового состава покрытий позволило установить, что помимо дифракционных максимумов, соответствующих твердому раствору с ГЦК-кристаллической решеткой (рис. 2а), при повышении концентрации частиц карбида хрома в исходной порошковой смеси, регистрируются пики, характерные для соединения типа Cr_7C_3 (рис. 2б).

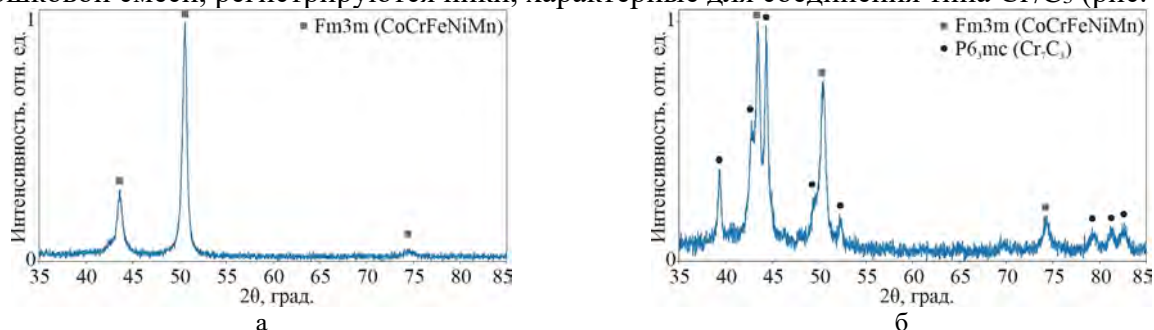


Рис. 2. Дифрактограммы покрытий с содержанием частиц карбида хрома: 10 % (а) и 50 % (б)

Для оценки механических свойств покрытий была измерена их микротвердость при помощи микротвердомера Wolpert Group 402MVD по методу Виккерса. Повышение доли Cr_3C_2 в порошковой смеси привело к повышению среднего значения твердости покрытий с $192 \pm 12 \text{ HV}_{0.1}$ для образца без упрочняющих частиц, до $597 \pm 67 \text{ HV}_{0.1}$ и $1070 \pm 114 \text{ HV}_{0.1}$, для покрытий с 30 % и 50 % добавки соответственно.

Оценка жаростойкости покрытий была проведена по приросту массы образцов, при изотермической выдержке при 900°C в течении 100 часов. Взвешивание образцов проводилось каждые 10 часов. Добавка 50 % Cr_3C_2 в порошковую смесь привела к снижению прироста массы с 26 г/м^2 до $8,25 \text{ г/м}^2$, что в 3 раза меньше показателя образца без частиц карбида (рис. 3).

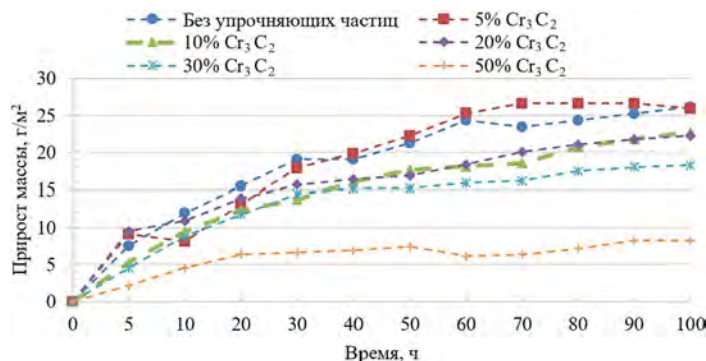


Рис. 3. Графики зависимости прироста массы от времени отжига

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что при помощи электронно-лучевой обработки порошковой смеси CoCrNiMn с различной концентрацией частиц Cr_3C_2 , на основе из стали можно получить покрытия со структурой, состоящей из твердых кристаллов Cr_7C_3 в пластичной матрице ВЭС CoCrFeNiMn . Полученные покрытия обладают высокой стойкостью к окислению, что обусловлено жаростойкими характеристиками карбида хрома в составе сплава.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00189, <https://rscf.ru/project/22-79-00189>. Микроструктурные исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

1. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З.Б. Батаева, А.А. Руктуев, И.В. Иванов, А.Б. Юргин, И.А. Батаев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23, № 2. – С. 116–146. – DOI: 10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Фирстов С.А. Высокоэнтропийные сплавы – электронная концентрация – фазовый состав – параметр решетки – свойства // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т. 118, № 10. – С. 1017–1029. – DOI: 10.7868/S0015323017080058.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЛЬСОВОГО УСКОРИТЕЛЯ МАСС В ЗАДАЧАХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТЕЛ С ПРЕГРАДАМИ

Ядренкин М.А., Голышев А.А.

*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,
Новосибирск*

Изучение процессов высокоскоростного соударения твердых деформируемых тел с преградами различной физической природы требует развития экспериментальных методов исследования, а также создания специальных экспериментальных установок. К задачам ударного взаимодействия тел относятся такие, как ударное испытание новых материалов и покрытий (в том числе и гетерогенных), исследования взаимодействия космических объектов с аппаратами различного назначения, моделирование геологических процессов импактного происхождения и другие. Очевидно, что от выбора методики проведения эксперимента зависит как соответствие наблюдаемого процесса реальным условиям, так и корректность интерпретации полученных данных. В настоящей работе рассмотрены способы разгона объектов микро- и макроразмеров в канале рельсового электродинамического ускорителя для осуществления экспериментальных исследований высокоскоростного взаимодействия тел с преградами в широком диапазоне давлений окружающего газа: от атмосферных значений до нескольких торр (мм. рт. ст.).

Использование электродинамических ускорителей масс позволяет преодолеть основное ограничение скорости метания тел, связанное с величиной скорости звука газа в канале. Рельсовые ускорители масс (рельсотроны) позволяют осуществить ускорение тела массой в несколько грамм до скорости свыше 5000 м/с. Принцип действия рельсотрона основан на преобразовании электрической энергии в кинетическую энергию подвижной токовой арматуры (ускоряемого объекта), заключенной между электродами (рельсами), которые образуют стенки канала ускорителя. При разгоне проводящего объекта на рельсы подается высоковольтный импульс напряжения, что приводит к возникновению сильного электрического тока, протекающего через ускоряемый объект, который приходит в движение под действием электромагнитной силы. Несмотря на низкий КПД (обычно менее 10 %), данный метод позволяет ускорять тела различной геометрии до скорости в несколько километров в секунду в канале длиной порядка 1 м, что является значительным преимуществом по сравнению с габаритами других типов ускорителей. Вариативность используемых схем метания объектов с помощью рельсотрона позволяет решать широкий спектр фундаментальных и прикладных задач.

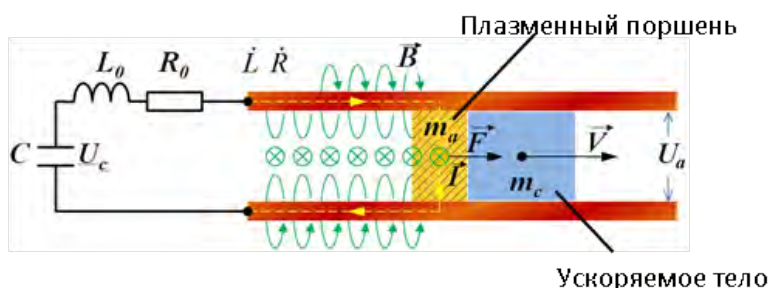


Рис. 1. Схема работы рельсотрона (а) и общий вид установки (б)

Рельсотрон, разработанный и созданный в ИТПМ СО РАН, осуществляет ускорение тел из различных материалов с использованием в роли ускоряющейся токовой арматуры плазменного поршня (ПП) (рис. 1). В момент запуска установки происходит электровзрыв медной фольги, установленной позади ускоряемого тела, что и приводит к образованию ПП. При протекании через ПП сильного электрического тока в рабочем контуре рельсотрона возникает электромагнитная сила, благодаря чему осуществляется давление плазмы на ускоряемый объект. Канал рельсотрона может иметь прямоугольное сечение от 10×10 мм до 18×18 мм. Предельная величина запасаемой энергии в батарее составляет около 0.5 МДж,

что достаточно для реализации скоростей взаимодействия в диапазоне от 500 до 5000 м/с. При использовании ПП в качестве материала ускоряемого тела может быть использован диэлектрик, способный выдержать возникающие нагрузки при ускорении свыше 10^5 G. Однако данная методика позволяет ускорять и электропроводные объекты, если их поместить в диэлектрический контейнер. Главным преимуществом данного подхода является отсутствие электрического контакта тела со стенками канала, что минимизирует нагрев тела и его деформации в момент разгона. Таким способом можно осуществить метание как одиночного объекта, так и группы объектов, что необходимо при исследовании воздействия множества тел и даже микropорошков на деформацию и разрушение преграды, а также задач создания новых типов покрытий. При ускорении макроударников массой в несколько грамм используется раздельный контейнер, раскрытие которого происходит под действием аэродинамических сил. При этом части контейнера не попадают в область взаимодействия. На рис. 2 представлен образец с металлокерамическим покрытием после попадания в него стального шарообразного тела на скорости 1200 м/с [1]. Метание группы микрочастиц осуществляется в цельном контейнере, который механически останавливается непосредственно перед взаимодействием содержимого с преградой, что снижает потери скорости микрочастиц в плотном потоке воздуха. Однако при этом возникают различные газодинамические эффекты, которые могут влиять на процесс взаимодействия, а также затруднить диагностику процесса [2]. Для решения данной проблемы была разработана модификация установки с вакуумной камерой, которая позволяет минимизировать газодинамические эффекты и исследовать взаимодействие объектов с преградой при пониженном давлении окружающей среды. Для визуализации исследуемых процессов используется высокоскоростная видеокамера, позволяющая снимать с частотой следования кадров до 480 кГц при минимальном времени экспозиции 1 мкс. Оптическая система может быть адаптирована под задачу.

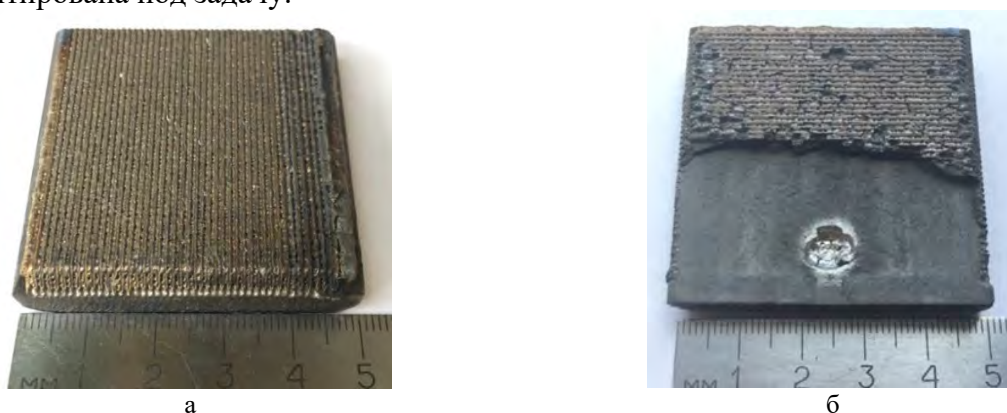


Рис. 2. Образец с металлокерамическим покрытием до (а) и после воздействия на него стального шара (б)

Таким образом, созданный на базе рельсотрона баллистический стенд позволяет проводить комплексные исследования процессов высокоскоростного взаимодействия тел и преград различной физической природы в широком диапазоне скоростей и давлений окружающей среды.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10213, <https://rscf.ru/project/21-79-10213/>

1. Экспериментальное исследование влияния лазерной обработки на сопротивление металлокерамического покрытия к высокоскоростному соударению / В.М. Фомин и др. // Инженерно-физический журнал. – 2022. – Т. 95, №7. – С. 1821.
2. Экспериментальное исследование высокоскоростного взаимодействия облака микрочастиц с металлом с использованием рельсового ускорителя масс / В.М. Фомин и др. // Инженерно-физический журнал. – 2022. – Т. 95, №7. – С. 1707.

ФОРМИРОВАНИЕ W-Zr ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА С ПОМОЩЬЮ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Яковлев Е.В., Соловьев А.В., Пестерев Е.А., Петров В.И., Марков А.Б.

Томский научный центр СО РАН, Томск

Вольфрам (W) является уникальным металлом обладающий высокой плотностью, высоким модулем упругости, стойкостью к тепловому удару и превосходной жаропрочностью. Температуры плавления и кипения являются самыми высокими среди чистых металлов. Набор таких параметров определил использования вольфрама и его сплавов в высокотемпературных приложениях, таких как сопла ракет, облицовочные материалы, эрозионостойких материалов для электродов и электрических скользящих контактов. Также сплавы и добавки вольфрама используют для создания термобарьерных разделительных слоев и композитных материалов [1]. Наряду с молибденом, танталом и другими тугоплавкими металлами, вольфрам рассматривается в качестве кандидатов для термодиффузионного барьерного слоя в задаче предотвращения взаимной диффузии хромовых покрытий и циркониевой подложки при высоких температурах [2]. Для нанесения вольфрамовых покрытий и промежуточных слоев эффективными являются методы PVD, электроосаждения и порошковыми пастами или суспензиями. Покрытия и композиты, нанесенные традиционными методами, могут содержать несплошности и характерную столбчатую структуру. Структура покрытий и слоев может быть улучшена дополнительной операцией поверхностной модификации. Однако большая разница в температурах плавления W с большинством других материалов накладывает свои ограничения для выбора метода. Многообещающими методами для этой задачи являются обработка поверхности ионными, лазерными и электронными пучками, которые уже много лет вызывают большой научный интерес.

В настоящей работе исследуются закономерности формирования W-Zr поверхностного сплава с помощью низкоэнергетического сильноточного электронного пучка, а именно влияние плотности энергии электронного пучка на морфологию, элементный состав и свойства формируемого поверхностного сплава.

Сплав формировался путем чередования операций напыления W пленки на Zr подложку и последующей электронно-пучковой обработки полученной системы пленка/подложка в едином вакуумном цикле [3]. Пленки W толщиной 0.5 мкм напылялись путем магнетронного распыления. Обработка полученной системы пленка/подложка проводилась при плотности энергии НСЭП равной 3.5, 4.5 и 5.5 Дж/см². Суммарная толщина напыленной пленки W составила ≈2.5 мкм. Исследовалась морфология и элементный состав поверхности образцов с использованием методов растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Значения твердости определяли методом наноиндентирования. Коррозионные испытания, проводили потенциодинамическим методом в трех-электродной электрохимической ячейке с 3.5% раствором NaCl при комнатной температуре.

На рисунке 1 представлены РЭМ изображения поверхности образцов с W-Zr поверхностным сплавом сформированный при различной плотности энергии. Для образца сформированного при 3.5 Дж/см² морфология поверхности имеет вид апельсиновой корки, присутствуют дефекты в виде пор и трещин (рисунок 1, б). Такой вид поверхности свидетельствует о неравномерном перемешивании напыляемой W пленки с подложкой. С увеличением плотности энергии при формировании поверхностного сплава (4.5 Дж/см²) поверхность становится более однородной, количество пор уменьшается, а в режиме с 5.5 Дж/см² полностью отсутствуют (рисунок 1, в и г).

Исследование элементного состава показало, что среднее содержание W в поверхностном слое, для сплава, сформированного при 3.5 Дж/см², составляет 53±39 ат.%. Для данного образца наблюдалась большая неоднородность распределения W по поверхности. При увеличении плотности энергии до 4.5 и 5.5 Дж/см² содержание W

уменьшается до 32 ± 9 и 26 ± 2 ат.%, соответственно. Для этих режимов наблюдалось более однородное распределение W по поверхности сформированного сплава.

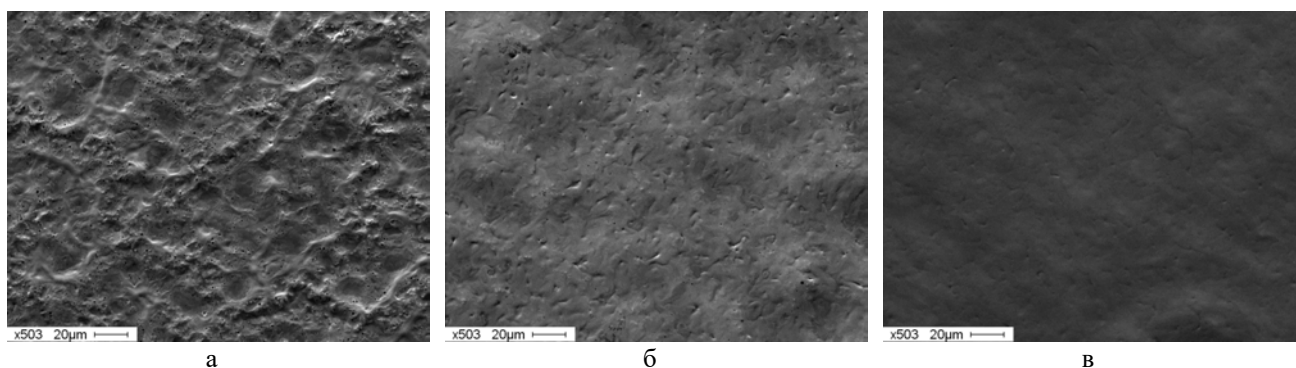


Рис. 1. РЭМ изображения поверхности образцов с W-Zr поверхностным сплавом сформированный при плотности энергии НСЭП 3.5 (а), 4.5 (б) и 5.5 Дж/см² (в)

Значение твердости, измеренное для исходной Zr подложки, составило 2.9 ГПа. Формирование W-Zr поверхностного сплава приводит к увеличению твердости поверхности по сравнению с исходной подложкой. При этом явной корреляции между твердостью и режимом формирования (или содержанием W), не обнаруживается. Для сплава сформированного при плотности энергии НСЭП 3.5, 4.5 и 5.5 Дж/см² твердость составила 6, 7 и 5 ГПа, соответственно.

Результаты коррозионных испытаний представлены в таблице 1. Из таблицы видно, что образцы с W покрытием и W-Zr поверхностным сплавом, сформированным при 3.5 Дж/см², имеют наибольшую плотность коррозионного тока, 3.63 и 5.1 А/см², соответственно. Для образца с поверхностным сплавом формируемый при 4.5 Дж/см², наблюдается снижение плотности тока коррозии, немногим меньше, чем для исходной Zr подложки – 1.3 и 1.8 А/см², соответственно. Минимальное значение плотности тока коррозии 0.08 А/см² наблюдалось для образца с поверхностным сплавом формируемый при 5.5 Дж/см². Причина такого поведения является наличие дефектов и неоднородностей в поверхностном сплаве в случае формирования при малых плотностях энергии.

Таблица 1. Результаты коррозионных испытаний для W-Zr поверхностного сплава

Режим	$i_{\text{соп}}$, мкА/см ²	$E_{\text{соп}}$, мВ	$C_{\text{соп}}$, мм/год
Zr исходный	1.8	-625.3	2.05×10^{-2}
W покрытие 2.5 мкм	3.63	-448.7	2.81×10^{-2}
W-Zr поверхностный сплав, 3.5 Дж/см ²	5.1	-444	3.6×10^{-2}
W-Zr поверхностный сплав, 4.5 Дж/см ²	1.31	-360.3	8.62×10^{-3}
W-Zr поверхностный сплав, 5.5 Дж/см ²	0.08	-279.4	5.44×10^{-4}

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН проект № FWRP-2021-0001.

1. Electrodeposited Ni-W coatings as the effective reaction barrier at Ga-21.5In-10Sn/Cu interfaces / Z. Gao, C. Wang, N. Gao, S. Guo, Y. Chen, Z. Chai, Y. Wang, H. Ma // Surf. Interfaces. – 2022 – Vol. 30 – P. 101838. – DOI:10.1016/J.SURFIN.2022.101838.
2. Isayev R., Dzhumaev P. Interaction of a diffusion barrier from the refractory metals with a zirconium alloy and a chrome coating of an accident tolerant fuel // Nucl. Eng. Des. – 2023. – Vol. 407. – P. 112307. – DOI:10.1016/J.NUCENGDES.2023.112307.
3. A RITM-SP facility for the surface alloying / Markov A.B, Mikov A.V., Ozu G.E., Padei A.G. // Instrum. and Experim. Tech. – 2011. – Vol. 54. – P. 862–866. – DOI: 10.1134/S0020441211050149.

FRACTURE TOUGHNESS, HARDNESS AND YOUNG'S MODULUS OF ZIRCONIUM DIBORIDE WITH SILICON CARBIDE PARTICLES

^{1,2}Mirovoy Yu.A., ¹Mirovaya E.S., ¹Burlachenko A.G. ²Kulagin N.D.,
²Meshtpaeva A., ¹Buyakova S.P.

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk*

The development of ceramic composites with high fracture toughness opens up new opportunities for expanding the fields of ceramics use - in power engineering, machine building, aircraft and rocket engineering. The melting point of most ceramics is significantly higher than the melting point of metals and alloys, which puts them in a priority position as materials for high-temperature applications. Leveling the intrinsic brittleness of ceramic materials is the task of a large number of studies. To date, significant results have been achieved in the direction of increasing the fracture toughness of ceramic materials. However, this is not enough for the use of ceramics in critical elements of structures, units of machines and mechanisms.

The advantage of ceramic composites $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$ is that the increase in their fracture toughness at normal thermal conditions is provided by the inhibition of cracks on the internal interfaces, with increasing temperature, the nucleation and propagation of cracks, along with the deflection of cracks on SiC inclusions, crack advance is prevented by chemical reaction interaction between the composite components with the formation of ductile borosilicate glass. Such composites are important not only as heat protective materials, but also in the intensive tribocoupling assemblies.

The tendency is true for $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$ composites - increase of SiC volume content up to 20 vol.% leads to increase of hardness, elastic modulus and fracture toughness of ceramic composites (see Fig.1). The influence of silicon carbide inclusions on mechanical characteristics of $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$ composite is described in works [1-5] where it is reported that addition of SiC more than 10 vol.% leads to inhibition of zirconium diboride grains during sintering. At the same time, the mechanical properties are influenced by the conditions and temperature of consolidation of the composite. So, in works [1 - 5] it is shown that temperature of composite consolidation by hot pressing above 1700 °C initiates liquid-phase sintering and intensive plastic deformation of silicon carbide particles in the pressed samples $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$.

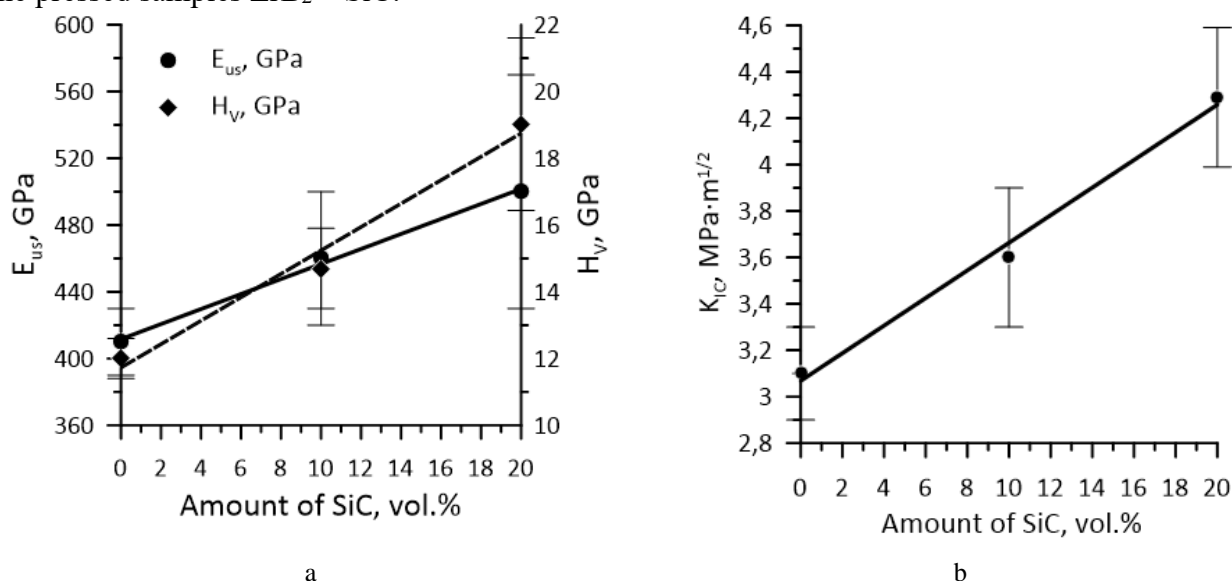


Fig. 1. Effect of the SiC inclusion volume fraction in $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$ composites on Hardness and elastic modulus (a) and Fracture toughness (b)

For the presented measurements of hardness and modulus of elasticity along the worn sliding surface of $\text{ZrB}_2\text{—SiC}$ composite a decrease of hardness and modulus of elasticity values is observed relative to the initial state at sliding speed of 1 m/s. However, after the sliding speed gains above 1

m/s, the hardness and modulus of elasticity variations in the area of average values are observed (see Fig.2).

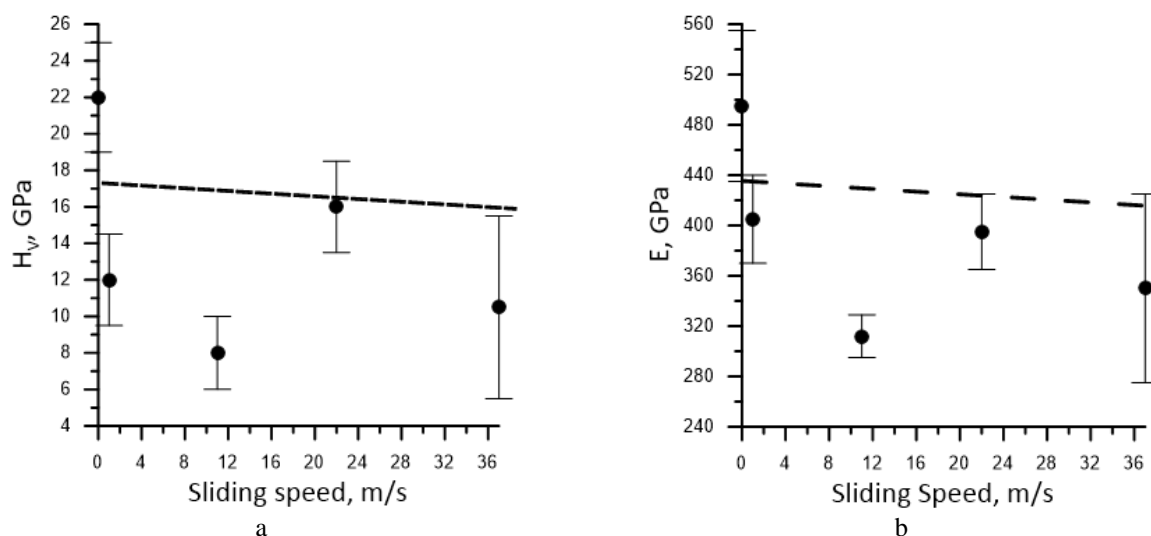


Fig. 2. Dependence of hardness value (a) and elastic modulus (b) of ZrB₂—SiC composites on sliding speed on steel

It is established that high fracture toughness of ceramic composites ZrB₂—SiC under conditions of high temperatures in oxygen-containing atmosphere is caused by combination of two mechanisms preventing development of cracks-braking on SiC inclusions and chemical-reaction interaction of composite components with formation of borosilicate glass. Formation of borosilicate glass provides high wear resistance of ceramic composites ZrB₂—SiC in conditions of intensive tribocoupling is caused and self-healing of defects.

This work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0009.

1. Asl M.S., Kakroudi M.G. Characterization of hot-pressed graphene reinforced ZrB₂—SiC composite // Mater. Sci. Eng. A. – 2015. – Vol. 625. – P. 385-392. – DOI:10.1016/j.msea.2014.12.028.
2. Guo S.Q. Densification of ZrB₂-based composites and their mechanical and physical properties: a review // J. Eur. Ceram. Soc. – 2009. – Vol. 29. – № 6. – P. 995-1011 – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2008.11.008.
3. Influence of graphite nano-flakes on densification and mechanical properties of hot-pressed ZrB₂—SiC composite / M.S. Asl, M.G. Kakroudi, R.A. Kondolaji, H. Nasiri // Ceram. Int. – 2015. – Vol. 41. – № 4. – P. 5843-5851 – DOI:10.1016/j.ceramint.2015.01.014.
4. Taguchi analysis on the effect of hot pressing parameters on density and hardness of zirconium diboride / M. S. Asl, M. G. Kakroudi, B. Nayebi, H. Nasiri // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2015. – Vol. 50. – P. 313-320 – DOI:10.1016/j.ijrmhm.2014.09.006.
5. Monteverde F. Beneficial effects of an ultra-fine α -SiC incorporation on the sinterability and mechanical properties of ZrB₂ / F. Monteverde // Applied Physics A. – 2006. – Vol. 82. – № 2. – P. 329-337 – DOI:10.1007/s00339-005-3327-9.

DENTAL MATERIALS SELECTION FOR ADDITIVE MANUFACTURING OF REMOVABLE COMPLETE DENTURES (RCD)

¹Panin S.V., ¹Stepanov D.Yu., ¹Buslovich D.G., ²Grachev D.I., ²Arutyunov S.D.

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk*

²*A.I. Yevdokimov Moscow State University of Medicine and Dentistry, Moscow*

The materials selection is a relevant issue, which is solved in various branches of science and technology, inter alia dental treatment (for example, manufacturing RCD). In this case, the components are calculated according to the strength criterion (by the finite element method, as an instance [1]) and assigned margin factors. Therefore, the reference data (primarily, manufacturers' data sheets) should be taken into account. Typically, the most appropriate materials have to be selected for various functional applications. For this purpose, i) the elastic modulus is considered to ensure a required stiffness level, ii) a crack resistance is controlled by fracture toughness; iii) a corrosion resistance can be characterized either qualitatively or quantitatively according to the parameters measured by strictly regulated industrial standards, etc. In addition to physical and mechanical characteristics, designers consider: i) the material manufacturability (including the possibility of 3D printing, CAD milling, etc.), ii) the variation of properties under heat treatment (for example, annealing)/post-build processing (additional polymerization, as an instance), iii) machinability with various types of tools (grinding), etc. [2].

The formalized approach to a rational ranking of dental materials aimed at RCD additive manufacturing was proposed within the framework of the multicriteria optimization algorithm. It was tested through three types of the commercially available PMMAs, processed by the DLP. For this purpose, the combination of the mechanical, tribological, technological, microbiological and economic factors was assessed. The following results were obtained and the conclusions were drawn.

1. Calculation of the material indices was carried out to compare the studied dental materials for a set of the functional parameters related to the feedstock cost. However, this did not solve the problem of simultaneous consideration all the material indices, inter alia their significance.

2. For 3D-printing of RCD, the problem of the DMS could be solved as a multicomponent optimization. This study solved the problem by combining the Analytic Hierarchy Process (AHP) and extended VIKOR methods with the interval estimation.

3. It was shown that the formulated preferences by the experts exerted a significant impact on the decision-making results under conflicting of the adopted criteria. The proposed method of grouping the factors according to the expert competencies allowed to reduce the subjectivity, at least at the stage of ranking within the groups. However, the uncertainty arose for all criteria at the stage of the alternatives' analysis.

4. The implementation of the extended VIKOR method, based on the analysis of interval quantitative estimations, allowed to carry out a full-fledged analysis of the alternatives. Its results were rather plausible. However, it was characterized by a lower "resolving capacity", i.e. the ability to separate the alternatives.

The AHP method was employed for ranking the factors over the degree of importance. Further, the compromise is possible to find over the set of the alternatives with the VIKOR method. The proposed approach is targeted at enhancing the efficiency of prosthetic treatment by optimizing the DMS procedure, if the prosthesis design and its production route are taken into account. The development of the proposed approach correlates with attraction of the MCDM, which takes the experts' uncertainty in decision making (estimation) into account.

1. Algorithm for Designing a Removable Complete Denture (RCD) Based on the FEM Analysis of Its Service Life / D.I. Grachev, N.S. Ruzuddinov, A.S. Arutyunov, etc. // *Materials*. – 2022. – 15. – P. 7246. – DOI: 10.3390/ma15207246.

2. Ashby, M.F. *Materials Selection in Mechanical Design*, 5 th ed. – Butterworth-Heinemann: Oxford, UK, 2016. – 660 p. ISBN: 9780081006108.

EVALUATION OF THE CORROSION RESISTANCE OF TIN AND CRN MULTILAYER FILMS

¹Vu Van Huy, ¹Ngo Thanh Binh, ²Rodionov N.B.

¹*Southern Branch of Joint Vietnam-Russia Tropical Science and Technology Research Center, Ho Chi Minh, Vietnam*

²*Troitsk Institute of Innovative and Thermomuclear Research, Troitsk*

Along with the development of the orthopedic implant manufacturing is an increase in the number of complications related to postoperative infections, allergies, implant rejection, and toxicity issues caused by metal ions and debris released from implants. This makes research and development of new materials in the field of implantation a continuous process, in which improving biological compatibility and surface mechanical properties of implants using composite, ceramics, and calcium phosphate coatings have been applied to new types of implants with great potential for future development. In the past 15 years, clinical trial results have shown that TiN and CrN coatings have good corrosion resistance and high biocompatibility. TiN and CrN have been applied to coat stainless steel components used in knee joint replacement and hip bone surgery. Johnson & Johnson of the United States is a pioneer in applying vapor deposition technology to coat TiN and CrN on bone screw plates. The company's products are currently being used in Vietnam and other countries around the world [1].

Research has shown that multilayer coatings can increase corrosion resistance and limit the infiltration of metal ions into the human body. Multilayer coatings are built on the principle of decreasing hardness from the outside in, which helps improve elasticity modulus; resist stress and mechanical deformation; increase adhesion to the substrate; and combine the good properties of each type of coating [2-3]. Therefore, research and development of multilayer coatings on bone screws and plates to enhance corrosion resistance, biological compatibility, and limit the leaching of metal ions from the substrate material is a new and highly feasible direction.

TiN and CrN coatings were deposited on a Dreva Arc 400-VTD device at the Center for Optoelectronics/Electronic Technology Applied Institute. The Dreva Arc 400-VTD system is used to fabricate coatings using cathodic arc deposition method with a chamber volume of $\Phi 400 \times 400$ mm, vacuum pressure reaching $6.10 \cdot 10^{-5}$ mbar, power supply up to 3 kW, and bias voltage up to 1200 V. The system is equipped with 3 AS65M arc heads, evenly distributed at an angle of 120 degrees and attached with targets of $\Phi 65 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$.

There are 05 types of films with a thickness of about 2300 nm deposited on SS304 steel samples, including M1 (TiN/Ti): 01 Ti adhesion layer (50 nm) and 01 TiN layer (2250 nm); M2 (TiN/Ti...TiN/Ti): 10 sub-layers, each sub-layer consisting of 01 Ti layer (30 nm) and 01 TiN layer (200 nm); M3 (CrN/Ti...CrN/Ti): 10 sub-layers, each sub-layer consisting of 01 Ti layer (30 nm) and 01 CrN layer (200 nm); M4 (TiN/CrN/Ti...TiN/CrN/Ti): 10 sub-layers, each sub-layer consisting of 01 Ti layer (30 nm), 01 CrN layer (100 nm) and 01 TiN layer (100 nm); M5 (CrN/TiN/Ti...CrN/TiN/Ti): 10 sub-layers, each sub-layer consisting of 01 Ti layer (30 nm), 01 TiN layer (100 nm) and 01 CrN layer (100 nm).

The corrosion resistance of films is evaluated by the Tafel extrapolation technique through determining the corrosion potential and corrosion current density according to ASTM G102-89 (2015) E1 standard. The dependence of corrosion current and corrosion potential of M0 (uncoated sample) and M1÷M5 is shown in Figure 1. For most TiN and CrN coating samples, a slight reduction in corrosion potential was observed, from -0.27 V (M0) to about -0.29 ÷ -0.37 V, and the corrosion current decreased from $2.22 \cdot 10^{-7}$ A (M0) to about $5.08 \cdot 10^{-8}$ A ÷ $1.19 \cdot 10^{-7}$ A, with a corresponding decrease in corrosion rate of 2÷4 times.

When the corrosion potential is shifted towards the positive direction, sample M1 (single layer) has a decreased passive region (-0.2 ÷ 0 V) compared to uncoated SS304 sample (-0.2 ÷ 0.1 V), while at the same time, it shows the fastest increase in corrosion current among all tested samples. Meanwhile, M1÷M5 (multilayer) have prolonged passive regions ranging from -0.2 to 0.2 V for samples M2 to M3, and from -0.2 to 0.6 V for samples M4 to M5, with significantly slower

increase in corrosion current.

This can be explained by the multi-layered structure promoting the seed regeneration process in the coating layers, creating a large number of surfaces and reducing porosity, impeding the propagation of small cracks and avoiding continuous pores and voids, preventing the intrusion of electrolyte solution, and limiting the electrochemical corrosion process [4-6].

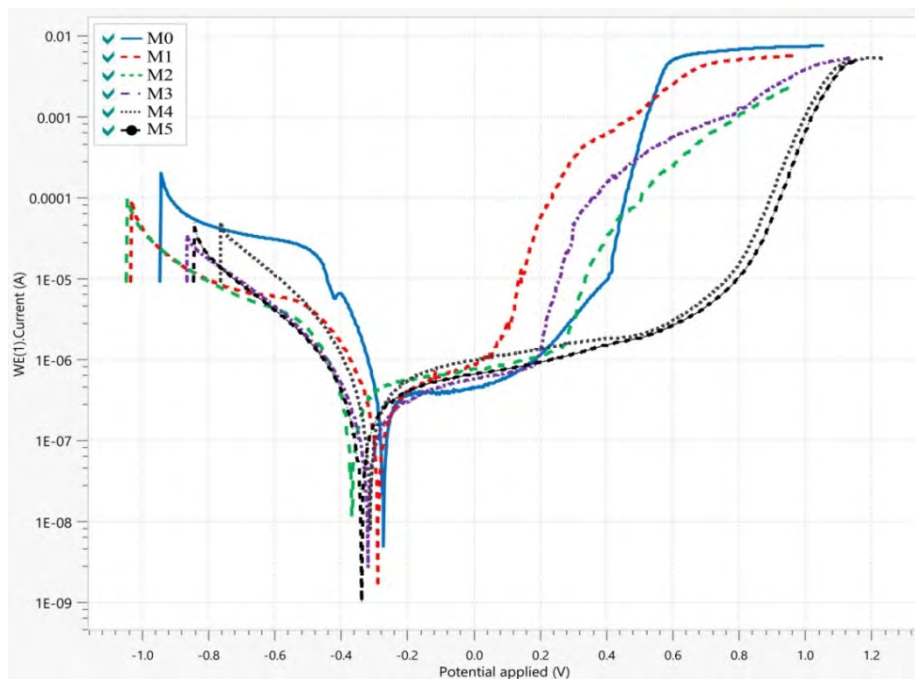


Fig. 1. Tafel polarization curves of M0 and M1÷M5 coating samples

The multilayer film structure based on TiN and CrN has many advantages in terms of corrosion resistance compared to single layer, with potential applications in medical devices such as screws and bone plates. However, further research is needed on their biocompatibility.

This research is part of the project UBPH T-1.17 "Development of technology for applying high durability protective coatings against corrosion from different materials and composite materials based on ion beam and magnetron sputtering method".

1. Metal release of multilayer coatings by physical vapour deposition (PVD) / M.Z.B. Abdullah, M.A. Ahmad, A.N. Abdullah, et al. // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 148. – P. 254-260.
2. Evaluation of corrosion and wear resistance titanium nitride (TiN) coated on mild steel (MS) with brush plated nickel interlayer / B. Subramanian, K. Ashok, K. Subramanian, D. Sastikumar, G. Selvan & M. Jayachandran // Surface Engineering. – 2009. – Vol. 25(7). – P. 490-495. – DOI: 10.1179/026708408X330621.
3. Calderon S., Alves C.F.A., Manninen N.K., Cavaleiro A., Carvalho S. Electrochemical corrosion of nano-structured magnetron-sputtered coatings // Coatings. – 2019. – Vol. 9. – P. 682. – DOI: 10.3390/coatings9100682.
4. Ben Daia M., Aubert P., Labdi S., Sant C., Sadi F. A., Houdy Ph. Nanoindentation investigation of Ti/TiN multilayers films // Journal of Applied Physics. – 2000. – Vol. 87. – P. 7753. – DOI:10.1063/1.373450.
5. Corrosion protection of Ti/TiN, Cr/TiN, Ti/CrN, and Cr/CrN multi-coatings in simulated proton exchange membrane fuel cell environment / N.D. Nam, M.J. Kim, D.S. Jo, J.G. Kim, D.H. Yoon // Thin Solid Films. – 2013. – Vol. 545. – P. 380-384.
6. Yang Q., Seo D.Y., Zhao L.R. Multilayered coatings with alternate pure Ti and TiN/CrN superlattice / Surface and Coatings Technology. – 2004. – Vol. 177-178. – P. 204-208.

Содержание

СЕКЦИЯ 1. ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ И СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Pd-Fe

Абзаев Ю.А., Гуда С.А., Клопотов А.А., Старенченко В.А., Бабарыкина А.И.....6

ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ТЕПЛОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164

Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Ким А.В., Полехина Н.А.8

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ УПРАВЛЯЕМОЙ SMART КОНСТРУКЦИИ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Аношкин А.Н., Миргазов Р.М., Писарев П.В., Баяндин С.Р.....10

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С КОНЦЕНТРАТОРАМИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Банников М.В., Баяндин Ю.В., Уваров С.В., Никитюк А.С., Наймарк О.Б.....12

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И АНАЛИЗ ФРАГМЕНТАЦИИ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ

Банникова И.А., Савельева Н.В., Уваров С.В., Банников М.В., Чудинов В.В., Панфилов П.Е., Наймарк О.Б.....13

МНОГОУРОВНЕВАЯ СТАТИСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ЕЁ ИДЕНТИФИКАЦИЯ

Безверхий Д.С., Кондратьев Н.С.....15

РЕГИСТРАЦИЯ И АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АЭ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИМИ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПКМ

Брянский А.А., Башков О.В., Башков И.О., Безрук М.Н., Ефимов Т.А., Ромашко Р.В. .17

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ПОРИСТОГО ZrO_2 КАК ИНТЕГРАЛЬНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МОРФОЛОГИИ

Буяков А.С.....19

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ СТЕНОК ИЗ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ РАЗНОГО ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ 3D-ПЕЧАТИ

Власов И.В., Гордиенко, А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М.21

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОГО УДАРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Жеребцов С.В., Озеров М.С. Плехов О.А.....23

ВЛИЯНИЕ УСКОРЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гордиенко А.И., Власов И.В., Мишин И.П., Митяшина А.О.25

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕЗОМЕХАНИКИ КАК ТЕОРИИ, ОБЪЕДИНЯЮЩЕЙ МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА

Гриняев Ю.В.27

ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ КАНТОРА CoCrFeNiMn И CoCrFeNiAl: ПУТИ УЛУЧШЕНИЯ СВОЙСТВ	
Громов В.Е., Коновалов С.В., Бирокова Е.Н., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В.	28
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ И ИХ СМЕСЕЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ	
Дитенберг И.А., Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В.	29
СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ ГИДРОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ	
Ефремов Д.В., Банникова И.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.	30
ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	
Ким А.В., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю.	32
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУР ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВАХ СТАЛИ Х80 С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ	
Козлова Т.В., Гордиенко А.И., Маликов А.Г., Панюхина А.Д.	33
ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИОНИРУЮЩЕЙ СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	
Кондратьев Н.С., Трусов П.В., Балдин М.Н.	35
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ И КОЛИЧЕСТВА ПРОХОДОВ ИНДЕНТОРА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ AISI 304	
Кузнецов В.П., Косарева А.В., Карабаналов М.С., Воронцов И.А., Скоробогатов А.С. ...	36
НАБЛЮДЕНИЕ НИЖНЕГО БЕЙНИТА С МИДРИБОМ В ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ НА ТРУБНОЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕЙ ТУННЕЛЬНОЙ МИКРОСКОПИИ	
Кузнецов П.В.	38
ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ МЕДИ НА ОСНОВЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ИНЖЕНЕРИИ	
Кузнецов П.В., Козлова Т.В., Бурлаченко А.Г., Мишин И.П.	40
СЛОИСТЫЙ МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЙ КОМПОЗИТ Ti-Al ₃ Ti С КУБИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА, СТАБИЛИЗИРОВАННОЙ СЕРЕБРОМ	
Лазуренко Д.В., Есиков М.А., Петров И.Ю.	42
ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРЕССОВАНИЕМ	
Линник В.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю.	44
ДЕФОРМАЦИОННЫЕ АВТОСОЛИТОНЫ В ЭЛЕМЕНТАХ ЗЕМНОЙ КОР	
Макаров П.В., Перышкин А.Ю.	46
ОСНОВНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ РАСШИФРОВКИ ДИЛАТОГРАММ МАТЕРИАЛОВ С МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРОЙ	
Михайлов С.Б., Шарапова В.А., Михайлова Н.А.	47
ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ОБЛАСТИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	
Никитин И.С., Никитин А.Д., Шаняевский А.А., Солдатенков А.П.	49

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ПУТЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Панин А.В., Казаченок М.С., Круковский К.В., Буслович Д.Г., Казанцева Л.А., Мартынов С.А.	51
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА СТАЛЬНОГО СНАРЯДА В БЕТОННУЮ МИШЕНЬ	
Пляскин А.С., Югов Н.Т., Белов Н.Н., Бабарыкина А.И.	52
ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ В РЕЗУЛЬТАТЕ ДИФфуЗИИ ВОДОРОДА	
Полянский В.А., Полянский А.М., Фролова К.П., Седова Ю.С., Яковлев Ю.А.	54
МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНО-ИЗГОТОВЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	
Романова В.А., Балохонов Р.Р.	55
О ФИЗИЧЕСКОМ МЕХАНИЗМЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСА ТОКА НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	
Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.	56
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V-Cr-W-ZrO ₂ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	
Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.	58
УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ПРИ РАЗНЫХ РЕЖИМАХ МЕХАНОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Солдатенков А.П., Найденкин Е.В., Шаняевский А.А., Панин С.В., Мишин И.П., Ерёмин А.В., Богданов А.А.	59
ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В 12 % ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823	
Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Булина Н.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.	61
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СЕТЧАТЫХ СТРУКТУР	
Сухова М.Р., Голоднов А.И., Беликов С.В., Каманцев И.С.	62
ОПТИМАЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ПОРОШКОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГОМОГЕННЫХ ТЕРМИТНЫХ СМЕСЕЙ	
Торопков Н.Е., Сагун А.И., Кудряшова О.Б., Лернер М.И.	64
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И ОПТИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Al-Si-Re-O, НАНЕСЕННЫХ НА КВАРЦЕВЫЕ СТЕКЛА	
Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Нейфельд В.В., Стужук В.В.	66
ФАКТОРНЫЙ АНАЛИЗ ПРОДОЛЬНЫХ ОТНОСИТЕЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	
Устинов А.М., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Бабарыкина А.И.	68
ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТЕЙ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК SLM-ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ОТ СОДЕРЖАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ B ₄ C	
Филиппов А.А., Голышев А.А., Маликов А.Г., Фомин В.М.	70

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛОЖИТЕЛЬНОСТИ НАПРАВЛЕНИЯ ДЕЙСТВИЯ КАСАТЕЛЬНОГО УСИЛИЯ И СДВИГА НА ПРОИЗВОЛЬНО-ОРИЕНТИРОВАННОЙ ПЛОЩАДКЕ

Чанышев А.И., Абдулин И.М., Белоусова О.Е. 72

ОБ ОДНОМ ПОДХОДЕ К ОПРЕДЕЛЕНИЮ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАССИВА ПОРОД В ОКРЕСТНОСТЯХ ТОЧЕК, ЛЕЖАЩИХ НА ПОВЕРХНОСТИ И ВНУТР

Чанышев А.И., Абдулин И.М., Белоусова О.Е., Лукьяшко О.А. 73

ПРОХОЖДЕНИЕ СДВИГОВЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ТЕЛ С ДИСЛОКАЦИЯМИ

Чертова Н.В. 74

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ЗЕРЕН И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕЗОДЕФОРМАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Шавшуков В.Е. 76

СТАТИСТИЧЕСКИЕ СВЯЗИ ПРЕДЕЛА УСТАЛОСТИ С ПАРАМЕТРАМИ КРИВОЙ РАСТЯЖЕНИЯ И РАЗЛИЧИЕ В МЕХАНИЗМАХ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН ВЫШЕ И НИЖЕ $\sigma_{0,2}$

Шанявский А.А., Солдатенков А.П. 78

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ РАСТЯЖЕНИЯ – СЖАТИЯ НА КАЧЕСТВО СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А., Саркеева А.А., Задорожный В.С. 80

ВЛИЯНИЕ «L-S» ОБЛАСТИ ДИАГРАММЫ ПЛАВКОСТИ «Al-Ti» НА ГОРЕНИЕ СВЧ-СИСТЕМЫ «Al-Ti-N».

Шкода О.А. 82

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДОФАЗНЫХ РЕАКЦИЙ ПРИ ОТЖИГЕ В ДИСПЕРСНОЙ СИСТЕМЕ $3\text{Ni} + \text{Al}$

Шкода О.А., Лапшин О.В. 84

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН И ДОМИНИРУЮЩИЕ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ

Шлянников В.Н., Шанявский А.А., Суламанидзе А.Г., Косов Д.А., Солдатенков А.П. 86

ИССЛЕДОВАНИЯ ИЗМЕНЕНИЙ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ МЕЗОМЕХАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, СВЯЗАННЫХ С ДЕФОРМАЦИЕЙ

Шулепов И.А., Нейман А.А., Филиппов А.В., Бурлаченко А.Г., Фортуна С.В., Буякова С.П. 87

СЕКЦИЯ 2. ФИЗИКА ПЛАСТИЧНОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЛАМИНИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ $\text{Nb/Ti}_3\text{Al}(\text{Si})\text{C}_2$

Абдульменова А.В., Кроткевич Д.Г., Кашкаров Е.Б., Пушилина Н.С., Травицкий Н. ... 90

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ CoCrFeMnNi И CoFeMnNi , ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Загibalова Е.А., Астафуров С.В., Астапов Д.О. 92

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ НА СТОЙКОСТЬ К УДАРУ	
Атрошенко С.А., Геращенко Д.А., Смаковский М.С., Савенков Г.Г.	93
КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И АКУСТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ Fe-Cr-Ni СПЛАВА	
Баранникова С.А., Исхакова П.В.	95
ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В ЛЕДОВЫХ УСЛОВИЯХ, ФОРМИРОВАНИЕМ ПОВЕРХНОСТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ СПЛАВОВ С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ	
Бледнова Ж.М., Каплюхин А.Э., Курапов Г.В., Балаев Э.Ю.О., Юркова А.П.	96
ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	
Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А.	98
МОДЕЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО МАКРОРЕЛЬЕФА ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ	
Вовнова И.Г., Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Старенченко В.А.	99
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ В СОЧЕТАНИИ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭЖ79 И ЭП975	
Габбасов Р.Р., Галиева Э.В.	101
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ ЧАСТИЦЫ В Al-Cu-Mg(-Si,-Ag) СПЛАВАХ – ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ АТОМНОГО РАЗРЕШЕНИЯ	
Газизов М.Р., Боев А.О., Газизова М.Ю., Кайбышев Р.О.	102
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАРЕНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ R-МАРТЕНСИТА В НАКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti-50,9 АТ. % Ni	
Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М., Жеронкина К.А., Лотков А.И.	104
УДАРНЫЙ ИЗГИБ СЛОИСТЫХ КЕРАМОМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С НЕЖЕСТКИМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛОВ	
Гоморова Ю.Ф., Буякова С.П., Кузнецова А.Е.	105
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-V-Mo	
Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Степанова Е.Н., Забудченко О.В.	106
ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДВОЙНОГО СПЛАВА $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (АТ.%), ПОДВЕРГНУТОГО АВС ПРЕССОВАНИЮ, ПОСЛЕ ИЗОХРОННЫХ ОТЖИГОВ	
Гусаренко А.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Бобров Д.И.	107
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФРОНТОВ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Орлова Д.В., Бочкарева А.В.	108
ПАРАМЕТРЫ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФРОНТОВ НА ПЛОЩАДКЕ ТЕКУЧЕСТИ	
Данилова Л.В., Горбатенко В.В., Данилов В.И., Бочкарёва А.В.	110
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЛИТОЙ СТАЛИ 60Х24АГ16 ПРИ РАЗНЫХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ	
Дерюгин Е.Е., Власов И.В., Гоморова Ю.Ф., Наркевич Н.А.	112

<p>ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ, УПРОЧНЕННОЙ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ, С ДОБАВКОЙ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Жигачева Д.Г., Овчинников П.Н., Васюков В.М.</p>	114
<p>ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ Дмитриенко М.С., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ..</p>	116
<p>УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ 10ХГМТ И 25ХГМТ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА Долженко А.С., Луговская А.С., Беляков А.Н.</p>	118
<p>ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ 3D ПЕЧАТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ Долженко П.Д., Михайлов М.Г., Однобокова М.В., Тихонова М.С., Беляков А.Н.</p>	120
<p>ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ТЕМПФОРМИНГА Дудко В.А., Юзбекова Д.Ю., Тихонова М.С., Лапсарь О.М., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.</p>	122
<p>МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНОЙ 10% СР СТАЛИ ПОСЛЕ ДОЛГОВРЕМЕННОГО СТАРЕНИЯ В ТЕЧЕНИЕ 5000 ЧАСОВ Дудова Н.Р., Мишнев Р.В.</p>	124
<p>ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО- И ИОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ КРУЧЕНИЕМ И ИЗГИБОМ Дьяченко Ф.А., Лобань В.В., Чепелев Д.В., Мейснер С.Н., Мейснер Л.Л.</p>	125
<p>О ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ В ДВОЙНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г.</p>	126
<p>ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ И $Ni_{39}Fe_{19}Ga_{27}Co_{15}$ Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Ефтифеева А.С., Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Тохметова А., Чумляков Ю.И.</p>	128
<p>ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МОНОСЛОЯ, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ, НА ИЗГИБНУЮ ПРОЧНОСТЬ Злобина И.В., Бекренев Н.В., Егоров А.С.</p>	130
<p>АВТОВОЛНОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ Зуев Л. Б.</p>	132
<p>ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ, СОВМЕЩЕННОЙ С ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ, НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V Казаченок М.С.</p>	134
<p>МЕТОДИКИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ ИЗ ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА С АНАЛИЗОМ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ Карагерги Р.П., Козлов А.В., Шило О.Б., Барсанова С.В., Портных И.А.</p>	135

ПОСТРОЕНИЕ ДВУМЕРНОЙ ДИСКРЕТНОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССА ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА Князев Н.А., Волегов П.С.	137
АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НА СТАДИИ ПАРАБОЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ АЛЮМИНИЯ Колосов С.В., Исхакова П.В., Баранникова С.А.	139
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРУ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ Fe-Cr-Ni АУСТЕНТНОЙ СТАЛИ Колосов С.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.	140
ИЕРАРХИЧЕСКИЙ-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ДЕФОРМАЦИЙ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ИХ ВЛИЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ Корсунский А.М.	141
ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ МИКРОТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ Котельникова Н.В., Князев Н.А.	142
ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni ₅₄ Fe ₁₉ Ga ₂₇ Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.	144
ПРЯМОЕ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОПИСАНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ Курмоярцева К.А., Грибов Д.С.	146
ДИССИПАЦИЯ И НАКОПЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ СПЛАВА Ti-42Nb-7Zr В КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю., Вавилов В.П., Скрипняк В.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Батаев В.А., Иванов И.В., Чулков А.О., Козулин А.А., Скрипняк В.В., Шаркеев Ю.П.	148
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ В СПЛАВАХ С L ₁₂ СВЕРХСТРУКТУРОЙ Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Вовнова И.Г., Валуйская Л.А., Старенченко В.А.	150
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CoCrCu _x FeNi Логинов П.А., Зайцев А.А., Левашов Е.А.	152
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА Лотков А.И.	154
МЕТОДОМ ТРЕХТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО β ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35, ПОЛУЧЕННОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОКАТКОЙ С ПОСЛЕДУЮЩИМ СТАРЕНИЕМ Манишева А.И., Найденкин Е.В., Мишин И.П., Забудченко О.В.	155
ПРИМЕНЕНИЕ ЛЕГКОГАЗОВЫХ УСТАНОВОК В ЗАДАЧАХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ Мельников А.Ю.	156

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT22 И VT35 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
Мишин И.П., Найденкин Е.В., Манишева А.И., Забудченко О.В.	157
ПРИРОДА ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ Q&P СТАЛИ	
Мишнев Р.В., Борисова Ю.И., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.	159
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ НЕРАЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ ДЛЯ СТОМАТОЛОГИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА	
Мишнев Р.В., Долженко П.Д., Беляков А.Н., Половнева Л. В., Кайбышев Р.О.....	160
ВЛИЯНИЕ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ 10% Cr СТАЛИ	
Мишнев Р.В., Матсинова А.Д., Дудова Н.Р.....	161
ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6	
Модина Ю.М., Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.	162
ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОПОКРЫТИЙ НА ПОЛИМЕРНОЙ ПОДЛОЖКЕ	
Морозов И.А., Каменецких А.С.....	163
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	
Надежкин М.В., Баранникова С.А.	165
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПОЛОС С КОНЦЕНТРАТОРОМ НАПРЯЖЕНИЙ	
Надежкин М.В., Баранникова С.А.	166
ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ СПЛАВА VT1-0 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	
Никоненко А.В., Попова Н.А., Клопотов А.А, Никоненко Е.Л., Потекаев А.И., Бородин В.И., Таюкин Г.И.	167
РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТРЕНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	
Новицкая О.С., Филиппов А.В., Лычагин Д.В.....	169
ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ С ВЫДЕРЖКОЙ	
Оборин В.А., Балахнин А.Н., Наймарк О.Б.....	170
СУБСТРУКТУРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ 03X17N12M2, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ	
Однобокова М.В., Тихонова М.С., Долженко П.Д., Беляков А.Н.....	171
ВЛИЯНИЕ ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЫ НА РАЗВИТИЕ НЕУПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПИ И ПЭИ, АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ, В УСЛОВИЯХ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	
Панин С.В., Богданов А.А., Еремин А.В., Буслович Д.Г.	173
О MORFOЛОГИИ ТРЕЩИН В ХРУПКИХ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ РАЗНОГО ГЕНЕЗИСА	
Панфилов П.Е.....	175
ГИДРАВЛИЧЕСКИЙ РАЗРЫВ ПЕРЕСЕКАЮЩИХСЯ СКВАЖИН В НЕОДНОРОДНОМ ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ: ЛАБОРАТОРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ	
Патутин А.В., Скулкин А.А.	176

IN SITU СИНХРОТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ДВУХФАЗНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ Ti-5.7Al-1.6V-3Mo ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ	
Перевалова О.Б., Панин А.В., Сыртанов М.С.	178
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПОСЛЕ УДАРНЫХ ИСПЫТАНИЙ	
Полехина Н.А., Линник В.В., Литовченко И.Ю., Спиридонова К.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.	179
ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ Cr, V И СМЕСЬЮ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ	
Попова Н.А., Клопотов А.А., Никоненко Е.Л., Потекаев А.И., Бородин В.И., Цветков Н.А.	180
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ СВС-КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Fe-Ti-Ni-Mn-B-C	
Пугачева Н.Б., Нохрина А.В., Николин Ю.В., Задворкин С.М.	182
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ α - β ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	
Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.	184
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ КЕРАМИЧЕСКОГО КАРКАСА ZrO ₂ (Y ₂ O ₃) С БИОПОЛИМЕРНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ОСЕВОЕ СЖАТИЕ	
Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Горбатенко В.В.	185
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ CrN/TiN, НАНЕСЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ПЛАЗМЕННО-АССИСТИРОВАННОГО ОСАЖДЕНИЯ НА МЕДЬ И БЕРИЛЛИЕВУЮ БРОНЗУ	
Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.	187
ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ TiN И CrN, НАНЕСЁННЫХ НА БЕРИЛЛИЕВУЮ БРОНЗУ, ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ С ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ И БЕЗ НЕГО	
Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.	188
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ПРОДАВЛИВАНИИ	
Скрипняк В.В., Иохим К.В., Скрипняк В.А.	189
ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМА ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТА САМООРГАНИЗОВАННОГО ПОВЕДЕНИЯ АНСАМБЛЕЙ МЕЗОДЕФЕКТОВ	
Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.	191
ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА И ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zr-Nb-H, ОБЛУЧЕННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	
Степанова Е.Н., Кругляков М.А., Грабовецкая Г.П., Тересов А.Д.	193
МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ, МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ТЕКСТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ТИТАНОВОГО УМЗ СПЛАВА ВТ8М-1	
Стоцкий А.Г., Дьяконов Г.С., Модина Ю.М., Семенова И.П.	194

СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ
СПЛАВА NiFeGa(B)

Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 196

ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕЙСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ
СУБСТРУКТУРЫ И ЕЕ РОЛЬ В УПРОЧНЕНИИ МАТЕРИАЛА

Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Потекаев А.И., Бородин В.И.,
Лоскутов О.М. 197

ОЦК→ГПУ→ОЦК ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И
ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В ОЦК СПЛАВАХ

Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Чернов В.М. 199

О ПРИРОДЕ ПОРОГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНЫХ 9% Cr СТАЛЯХ
МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Федосеева А.Э. 200

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ОТ ЛЕГКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ДО
ПРЕДРАЗРУШЕНИЯ

Хон Ю.А. 202

МОДЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ТОЧЕЧНЫХ
ДЕФЕКТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ СУБСТРУКТУР

Черепанов Д.Н., Соловьева Ю.В., Вовнова И.Г., Старенченко В.А. 203

ХЛАДНОЛОМКОСТЬ МЕТАЛЛОВ КАК СТРУКТУРНЫЙ МНОГОСТАДИЙНЫЙ
ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС

Чернов В.М. 205

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ
СВОЙСТВ ПРИ ОТПУСКЕ УЛЬТРАВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Юзбекова Д.Ю., Дудко В.А., Тихонова М.С., Ветрова С.М., Гайдар С.М.,
Кайбышев Р.О. 207

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И
ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni₅₄Fe₁₉Ga₂₇

Янушоните Э.И., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 209

HALL-PETCH RELATIONS FOR POLYCRYSTALLINE AGGREGATES DEPENDING ON
THE DISPERSION HARDENING, MULTIMODAL GRAIN, AND GRAIN BOUNDARY
DISTRIBUTIONS

Reshetnyak A.A., Lisichko E.V., Obukhov S.V., Shamshutdinova V.V. 210

EFFECT OF ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE MICROSTRUCTURE AND
MECHANICAL PROPERTIES OF Al 7075 ALLOY

Suresh G., Labunskii D.N., Panchenko I.A., Konovalov S.V., Drobyshev V.K. 212

СЕКЦИЯ 3. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБАХ И КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА
AlNiNbTiCo

Абзаев Ю.А., Медич Ж., Копцев Р.С., Лаптев Р.С., Лидер А.М., Ломыгин А.Д. 215

МНОГОПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ЛОПАСТИ С
УПРАВЛЯЕМОЙ ГЕОМЕТРИЕЙ

Аношкин А.Н., Писарев П.В., Нуреева Е.Г. 217

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УЧАСТКОВ ЛИТОСФЕРЫ НА ТЕРРИТОРИИ ЗАПАДНО-СИБИРСКОЙ ПЛИТЫ	
Ахметов А.Ж.	219
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ШХ15СГ В ПРОЦЕССЕ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕГО ВЫГЛАЖИВАНИЯ	
Ахметов А.Ж., Мухтаров Р.Т.	220
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	
Багмутов В.П., Денисевич Д.С., Захаров И.Н., Баринов В.В., Задорожный В.С.	222
ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД И ТОЛЩИНЫ ОСАДОЧНОГО ЧЕХЛА НА ФОРМУ СТРУКТУР НАРУШЕНИЙ ПРИ ПРОДОЛЬНОМ СДВИГЕ В ОСНОВАНИИ	
Бакеев Р.А., Стефанов Ю.П.	224
РОЛЬ ДЕФЕКТОВ В УВЕЛИЧЕНИИ ПРОЧНОСТИ ИНТЕРФЕЙСА ГРАФЕН/Fe(110)	
Бакулин А.В., Кулькова С.Е., Хокер С.	226
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АДДИТИВНЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ	
Балохонов Р.Р., Романова В.А.	228
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СТАЛЬНЫХ УДАРНИКОВ С МНОГОСЛОЙНЫМИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИМИ ПРЕГРАДАМИ	
Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В.	229
КИНЕТИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В НЕЛИНЕЙНЫХ МОДЕЛЯХ ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА	
Баяндин Ю.В.	231
ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ТУРБОСТРАТНОГО ГРАФЕНА И МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК СО СТРУКТУРНЫМ БЛИЖНИМ ПОРЯДКОМ	
Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е.	233
МЕХАНИЗМ РЕГУЛЯЦИИ КИСЛОРОДА ПРИ ГИПОКСИИ HIF-1 α БЕЛКОМ НА КАРБОКСИЛЬНО ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ N-МУНТ	
Бобенко Н.Г., Шунаев В.В., Корусенко П.М., Егорушкин В.Е., Глухова О.Е.	234
МОДИФИКАЦИЯ БОРОМ НИКЕЛЬ-ОБОГАЩЕННЫХ NMC КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ: ДОПИРОВАНИЕ ИЛИ ПОКРЫТИЕ?	
Боев А.О., Аксенов Д.А., Скворцова И., Орлова Е.Д., Абакумов А.М.	236
МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ	
Бородина А., Дымнич Е.М., Романова В.А., Балохонов Р.Р.	237
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В РЕЖИМЕ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА ДЛЯ СИСТЕМЫ Ni-Ti	
Букрина Н.В.	238
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В МАГНИИ	
Власова А.М.	240

ДВУХУРОВНЕВАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ БАЛЛОНРАСПИРЯЕМОГО СТЕНТА С УЧЁТОМ ПУЛЬСОВОГО ДАВЛЕНИЯ КРОВИ В АРТЕРИИ	
Волегов П.С., Князев Н.А., Герасимов Р.М.	242
КОМПЛЕКСНЫЙ УЧЕТ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В МНОГОУРОВНЕВЫХ КОНСТИТУТИВНЫХ МОДЕЛЯХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ	
Вшивкова А.А., Швейкин А.И., Трусков П.В.	244
КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ С ТРЕБУЕМЫМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	
Галимзянов Б.Н., Доронина М.А., Мокшин А.В.	246
ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ЧАСТИЦ КРЕМНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ЭВТЕКТИКИ АДДИТИВНОГО СИЛУМИНА	
Гатиятуллина Д.Д., Землянов А.В., Балохонов Р.Р.	247
ОБРАБОТКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ ПО ИССЛЕДОВАНИЮ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЕЙВЛЕТ-АНАЛИЗА	
Герасимов Р.М., Чечулина Е.А.	248
ТРЕХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СЛОЖНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ЭВОЛЮЦИЮ ПЛОТНОСТЕЙ ДИСЛОКАЦИЙ	
Грибов Д.С., Трусков П.В.	250
АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ГЕТЕРОГЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НА РАЗМЕР КОГЕЗИОННОЙ ЗОНЫ ТРЕЩИНЫ СДВИГА В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ	
Григорьев А.С., Шилько Е.В.	252
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Гриняев Ю.В.	254
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СТРУКТУРНО- НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ	
Грищенко А.И., Игнатович И.А.	256
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЯ TiAlTaSiN	
Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Огнев С.О., Коротеев Ю.М.	258
МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СИЛУМИНА, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ	
Емельянова Е.С., Писарев М., Романова В.А., Балохонов Р.Р.	259
МОДЕЛИРОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	
Еремин М.О., Чирков А.О., Данилов В.И.	260
РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ ПОРОУПРУГОЙ МОДЕЛИ ОСТЕОСАРКОМЫ НА ОСНОВЕ МЕТОДА ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ	
Еремينا Г.М., Смолин А.Ю.	261
РАСЧЁТ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ УЧАСТКА ТРУБОПРОВОДА ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, РАБОТАЮЩЕГО В РАСПЛАВЛЕННЫХ СОЛЯХ	
Жиляков А.Ю., Голоднов А.И., Пырин Д.В., Половов И.Б., Беликов С.В.	263

О ТРАЕКТОРИЯХ ТЕРМИЧЕСКИХ ТРЕЩИН В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ	
Заболотский А.В., Хадыев В.Т., Мигашкин А.О., Турчин М.Ю., Шилько Е.В.....	265
О СУЩЕСТВОВАНИИ ЕДИНЫХ НЕПРЕРЫВНЫХ КРИВЫХ УСТАЛОСТИ РАЗНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЕЙ ПРИ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	
Завойчинская Э.Б.....	267
ДВУХУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В АДДИТИВНОМ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОМ СПЛАВЕ	
Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Балохонов Р.Р.....	269
РАСЧЕТ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КЕРАМИКЕ ZrB_2-ZrO_2	
Зими́на В.А.	270
ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОНО- И БИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-10Ni-20Cr	
Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Григорьев А.С.....	271
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЯЗКОУПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ЭЛЕМЕНТАХ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ МОСТОВЫХ СООРУЖЕНИЙ	
Каменских А.А., Носов Ю.О.	272
РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СИСТЕМЫ «КОСТЬ – ИМПЛАНТАТ» ПРИ ЧЕЛЮСТНО-ЛИЦЕВОЙ РЕКОНСТРУКЦИИ	
Ким В.В., Смолин И.Ю., Буяков А.С.	274
ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ С ПОКРЫТИЕМ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА	
Князева А.Г.	275
ДИФфуЗИОННО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В ДВУХУРОВНЕВЫХ МОДЕЛЯХ УПРАВЛЯЕМОГО СИНТЕЗА КОМПОЗИТОВ	277
Князева А.Г., Анисимова М.А., Чумаков Ю.А., Крюкова О.Н.....	277
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЖИМАЕМОСТИ АМИДА НАТРИЯ	
Корабельников Д.В., Федоров И.А.	278
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	
Коростелев С.Ю., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.....	279
МЕХАНИЗМЫ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК В ДВУХФАЗНОМ СПЛАВЕ $Fe_{95}Ni_{05}$ С ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	
Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Григорьев А.С., Зольников К.П.....	281
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАМАТЕРИАЛОВ-ПОЛНЫХ АУКСЕТИКОВ	
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Непрокина Н.Е.	282
АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.....	283
ВЗАИМОВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИИ И НАПРЯЖЕНИЙ В УСЛОВИЯХ ПОВЕРХНОСТНОЙ МОДИФИКАЦИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА	
Крюкова О.Н., Князева А.Г.	284

РОЛЬ СИЛИЦИДА ТИТАНА В ПОВЫШЕНИИ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА	
Кулькова С.Е., Бакулин А.В., Чумакова Л.С.	286
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРОКСИМАЛЬНОГО ОТДЕЛА БЕДРЕННОЙ КОСТИ ЧЕЛОВЕКА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
Лапшина А.А., Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Шилько Е.В.	288
ПОДХОДЫ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧИ ЛАМЕ-ГАДОЛИНА ДЛЯ СОСТАВНОГО ПОЛОГО ШАРА ИЗ НЕЛИНЕЙНО-УПРУГИХ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ КОНЕЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ	
Левин В.А., Зингерман К.М., Вершинин А.В.	290
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ОСНОВЕ ТЕОРИИ МНОГОКРАТНОГО НАЛОЖЕНИЯ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ	
Левин В.А., Зингерман К.М., Вершинин А.В.	292
МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЧАСТИЦ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ	
Лобовиков Д.В., Матыгулина Е.В.	294
ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА НАЧАЛО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ	
Майер А.Е.	296
МОДЕЛИРОВАНИЕ УГОЛЬНЫХ ПЛАСТОВ С МЕЗОСКОПИЧЕСКИМИ ТРЕЩИНАМИ ВОРКУТСКОГО УГОЛЬНОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ	
Манько А.В.	298
ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ КОСТНОГО ЦЕМЕНТА НА ПРОЧНОСТЬ ФИКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИМПЛАНТОВ. МЕЗОСКОПИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	
Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.	300
РАСЧЕТ МАТЕРИАЛЬНЫХ КОНСТАНТ МОДЕЛЕЙ МУНИ-РИВЛИНА ГИПЕРУПРУГИХ ТЕЛ	
Муслов С.А., Панин С.В., Арутюнов С.Д., Никишенко А.Н.	302
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА ОТ СРЕДНЕГО ЛИНЕЙНОГО РАЗМЕРА ПОР	
Никифоров Г.А., Галимзянов Б.Н., Мокшин А.В.	304
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕСТРОЕК ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА ОЦК-ГЦК МЕТАЛЛОВ	
Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.	305
ПОИСК ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ПРИ ПЕЧАТИ ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА AlSi12 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Никонов С.Ю., Утяганова В.Р., Балохонов Р.Р.	306
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ФЛЮИДОСОДЕРЖАЩЕГО ГЕОМАТЕРИАЛА ПРИ ЕГО УСАДКЕ	
Одинцев В.Н., Милетенко Н.А., Федоров Е.В.	308
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРЫ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ	
Пажин А.А., Еремин М.О., Мировой Ю.А. Буякова С.П.	310

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КОМБИНИРОВАННОГО ПОТОКА ЧАСТИЦ С МЕДНОЙ ПОДЛОЖКОЙ	
Парфенова Е.С.	311
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ПОШАГОВОГО ЗАПОЛНЕНИЯ ДЛЯ ГЕНЕРАЦИИ СТРУКТУР СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ	
Писарев М., Емельянова Е.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р.	312
ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕНТНОГО СООТНОШЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ СМЕСИ ПОРОШКОВ Al-CuO НА СОСТАВ КОМПОЗИТА, ПОЛУЧАЕМОГО В УСЛОВИЯХ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ	
Повернов С.Е., Коростелева Е.Н., Князева А.Г.	313
МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПРИ ПОСЛЕДУЮЩЕМ УПРУГОМ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ	
Поволоцкая А.М., Мушников А.Н.	314
ИСКУССТВЕННАЯ НЕЙРОННАЯ СЕТЬ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ МАТЕРИАЛА ПО ПРОФИЛЮ СКОРОСТИ ТЫЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ	
Погорелко В.В., Майер А.Е., Фомин Е.В., Федоров Е.В.	316
ВОПРОСЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТА В ПРЯМОЙ ФИЗИЧЕСКИ-ОРИЕНТИРОВАННОЙ КОНСТИТУТИВНОЙ МОДЕЛИ	
Подседерцев А.Н., Макаревич Е.С., Трусов П.В., Кондратьев Н.С.	318
ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ПЛАСТИН ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРУЗКАХ	
Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П.	320
РАЗРУШЕНИЕ КОМПОЗИТНЫХ ПЛАСТИН ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМ УДАРНИКОМ И ЧАСТИЦАМИ ЛЬДА	
Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П., Мельников А.Ю.	321
РЕАЛИЗАЦИЯ НЕОТРАЖАЮЩИХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ В ПРОГРАММНОМ КОМПЛЕКСЕ EFES ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ВОЛН В ТРЕХМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ	
Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В.	322
МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ТЕСТ ТЕЙЛОРА С ПРОФИЛИРОВАННЫМИ МЕДНЫМИ ЦИЛИНДРАМИ: ЭКСПЕРИМЕНТ, МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ И ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ПЛАСТИЧНОСТИ НА ОСНОВЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И МОЛЕКУЛЯРНО – ДИНАМИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ	
Родионов Е.С., Погорелко В.В., Лупанов В.Г., Майер П.Н., Майер А.Е.	323
МОДИФИЦИРОВАННАЯ ДВУХУРОВНЕВАЯ СТАТИСТИЧЕСКАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ: ОПИСАНИЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	
Романов К.А., Швейкин А.И., Трусов П.В.	325
ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ И СОПУТСТВУЮЩИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕАКЦИОННОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ Ti+CuO	
Сафронова В.С., Князева А.Г., Коростелева Е.Н.	327

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПОРЯДОЧЕННОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА СТОРОНЕ НАБЕГАНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ Сергеев М.В., Балохонов Р.Р.	328
ДИССИПАЦИЯ ЭНЕРГИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ НА ТРЕХСЛОЙНЫЕ ПАНЕЛИ СО СРЕДИННЫМ СЛОЕМ ИЗ МЕТАМАТЕРИАЛОВ Скрипняк В.А., Чирков М.О., Скрипняк Е.Г., Скрипняк В.В.	330
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ШЕРОХОВАТОСТИ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА РИСК АСЕПТИЧЕСКОГО РАСШАТЫВАНИЯ ПРИ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИИ Смолин А.Ю., Еремина Г.М.	331
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВЫГЛАЖИВАНИИ Смолин И.Ю.	333
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ ВЕКТОРНЫХ ПОЛЕЙ АТОМНЫХ СМЕЩЕНИЙ В РАМКАХ КОНТИНУАЛЬНОГО ПОДХОДА Суханов И.И., Никонов А.Ю., Дитенберг И.А., Дмитриев А.И.	334
МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗРЫВНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОРОДНЫЙ МАССИВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ВЫХОДА ФЛЮИДА Трофимов В.А., Шиповский И.Е.	335
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛООРГАНИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛОГИДРАТА MIL-69 Федоров И.А., Корабельников Д.В.	337
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ Федоров Е.В., Майер А.Е.	338
АСИММЕТРИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И РОТАЦИОННЫЕ МОДЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ Фролов Д.О., Левин Д.М.	339
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА $Ti_5Si_3/TiAl$ Чумакова Л.С., Бакулин А.В., Елфимов Б.М., Кулькова С.Е.	341
УЧЕТ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК В МНОГОУРОВНЕВОЙ КОНСТИТУТИВНОЙ МОДЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В.	343
МОДЕЛИРОВАНИЕ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ В ДИНАМИЧЕСКОЙ ПОСТАНОВКЕ Шахиджанов В.С., Романова В.А.	345
КОМПЛЕКСНАЯ ОЦЕНКА УСТОЙЧИВОСТИ МНОГОУРОВНЕВЫХ КОНСТИТУТИВНЫХ МОДЕЛЕЙ МАТЕРИАЛОВ Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А.	346
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОГНЕУПОРНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ SiO_2 Шилько Е.В., Григорьев А.С., Дмитриев А.И., Лапшина А.А., Заболотский А.В., Андреев К.П.	347

МЕТОД РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ КОМПОЗИТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕЖФАЗНЫМ СЛОЕМ	
Шилько С.В., Черноус Д.А., Панин С.В.	349
НЕЛИНЕЙНОЕ ВЛИЯНИЕ ПОРОВОЙ ЖИДКОСТИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЕТОНОВ ПРИ СЖАТИИ	
Шилько Е.В., Коноваленко Иг.С., Григорьев А.С.	351
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КОМПАКТИРОВАНИЯ МЕДНЫХ ПОРОШКОВ	
Эбель А.А., Майер А.Е., Родионов Е.С., Лупанов В.Г.	353
МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МОДУЛЕЙ ОБЪЁМНОГО СЖАТИЯ ГОРНОЙ ПОРОДЫ КАК УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ CUDA	
Яковлев М.Я., Никитин Л.С., Быстров И.Д., Ярушина В.М., Подладчиков Ю.Ю.	354
РЕШЕНИЕ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ОЦЕНКИ ГЕОМЕТРИИ ЯЧЕЙКИ МЕТАМАТЕРИАЛА-АУКСЕТИКА ПО ЕГО УПРУГИМ СВОЙСТВАМ С ПОМОЩЬЮ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ И ПРОЧНОСТНОГО ПАКЕТА "FIDESYS"	
Яковлев М.Я., Танасевич П.С., Вершинин А.В., Левин В.А.	356
HOW STATIC IS THE STATIC FRICTION COEFFICIENT? THE ROLE OF FRICTION VECTOR ROTATION	
Ken Nakano, Valentin L. Popov	358
POISSON RATIO OF HYDROXYAPATITE IN CRYSTALLINE AND POLYCRYSTALLINE STATES	
Muslov S.A., Lisovenko D.S., Panin S.V., Arutyunov S.D.	359
SIMULATION OF THE MECHANICAL BEHAVIOUR AT THE CONTACT REGION OF A DENTAL IMPLANT WITH BONE TISSUES UNDER SHOCK WAVE TREATMENT	
Smolin A.Yu., Eremina G.M., Martyshina I.P.	361
ULTRATHIN FILM OF LEAD ON THE Cu (111) SURFACE: ATOMIC STRUCTURE AND PHONONS	
Rusina G.G, Borisova S.D.	363

СЕКЦИЯ 4. РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПЕРЕДОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ЛЕГИРОВАННОЙ ЦИРКОНИЕМ, ХРОМОМ И ГРАФЕНОМ	
Абдуллина Д.Н., Хомская И.В., Разоренов С.В., Шорохов Е.В., Елшина Л.А.	366
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ И МЕХАНОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СОРБЦИЮ ВОДОРОДА ПОРОШКОМ Ti-Ni	
Абдульменова Е.В., Буюкова С.П.	367
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОРОШКА Ti-Ni, ПОДВЕРГНУТОГО МЕХАНОХИМИЧЕСКОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ ТИТАНОМ, ПОСЛЕ СОРБЦИИ ВОДОРОДА	
Абдульменова Е.В., Буюкова С.П.	369

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИТА $\text{Ni}_3\text{Al-TiC}$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА	
Акимов К.О., Иванов К.В., Фигурко М.Г.	371
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА И ПРЕПРЕГА НА ОСНОВЕ УВ-ТКАНИ	
Алексенко В.О., Дэфан Т., Буслович Д.Г., Панин С.В.	373
ИЗНОС РАБОЧЕГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	
Амиров А.И., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Белобородов В.А.	375
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ ВОЛЬФРАМАТА ЦИРКОНИЯ	
Амиров А.И., Чумаевский А.В., Судариков А.В., Савченко Н.Л., Белобородов В.А., Соколов А.П., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А.	376
ОЦЕНКА УРОВНЯ ЖАРОСТОЙКОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЁННЫХ СЛОЕВ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т	
Андрюшкина В.Е., Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.	377
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Колубаев Е.А.	379
ОБ АНАЛИТИЧЕСКОМ РАСЧЕТЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА ТЕТРАХИРАЛЬНОГО МЕТАМАТЕРИАЛА	
Ахметшин Л.Р.	380
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОЛИ БАЗОВОГО МАТЕРИАЛА В ТЕТРАХИРАЛЬНОМ МЕТАМАТЕРИАЛЕ	
Ахметшин Л.Р.	381
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО И УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ НА УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	
Багмутов В.П., Романенко М.Д., Захаров И.Н., Дудкина Н.Г., Задорожный В.С.	382
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16АТ	
Бао Ф., Башкова Т.И., Люй Л., Башков О.В.	384
РАЗВИТИЕ КВАНТОВЫХ ТЕХНОЛОГИИ УПРАВЛЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ АТТОСЕКУНДНЫХ ОДНОПЕРИОДНЫХ ИМПУЛЬСОВ СВЕТА ИНФРАСТРУКТУРОЙ ИНФОРМАЦИОННЫХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОТОКОВ В МАТЕРИАЛАХ	
Безносюк С.А.	386
ИССЛЕДОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ NiMn-NiAl	
Белослудцева Е.С., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Винокуров Д.Е.	388
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ТЕРМОУПРОЧНЯЕМЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
Бодякова А.И., Ткачев М.С., Малофеев С.С.	390

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК С ДОБАВЛЕНИЕМ МИКРОПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ	
Бурков М.В., Еремин А.В., Любутин П.С.....	392
СОСТАВ И СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЙ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЭЛЕКТРОЛИТА В КОРОТКОИМПУЛЬСНОМ РЕЖИМЕ	
Бутягин П.И., Арбузова С.С., Екимова И.А.	393
АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ КЕРАМИК СИСТЕМЫ ZrB_2 -SiC-TaB ₂ С ДВОЙНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРОЙ	
Буяков А.С., Шмаков В.В., Буякова С.П.	395
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ЦИТОТОКСИЧНОСТЬ КЕРАМИКИ ZrO_2 – BaTiO ₃ ПОСЛЕ СПЕКАНИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 1300–1600 °С	
Буяков А.С., Шмаков В.В., Сенькина Е.И., Ложкомоев А.С., Буякова С.П.	396
ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
Валиев Р.Р., Панин А.В., Усманов Э.И., Савина Я.Н., Валиев Р.З.....	398
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	
Валиев Р.Р., Усманов Э.И., Савина Я.Н., Панин А.В., Валиев Р.З.....	399
ПЭМ-СТРУКТУРА ИЗНОСОСТОЙКОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА	
Ващук Е.С.....	400
КОМПОЗИТЫ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ ДЛЯ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ	
Видюк Т.М., Шикалов В.С.....	401
ЛАКОКРАСОЧНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ИМПРЕГНИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ZnO-Ag С ВЫСОКОЙ АНТИБАКТЕРИАЛЬНОЙ, АНТИГРИБКОВОЙ И АНТИВИРУСНОЙ АКТИВНОСТЬЮ	
Ворнакова Е.А., Бакина О.В., Глазкова Е.А.....	403
ДВОЙНИКОВАНИЕ И ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CrMnFeCoNi ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	
Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.....	405
ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦАМИ ДИБОРИДА ТИТАНА И ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ И МАРГАНЦЕМ НА СТРУКТУРУ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛН-ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-C-Cr	
Гальченко Н.К., Дампилон Б.В., Колесникова К.А.....	406
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-N	
Гаранин Ю.А., Кузьминов Е.Д., Шугуров А.Р.	408
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-15Mo, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ ПО СХЕМЕ «КОНФОРМ»	
Гатина С.А., Полякова В.В., Семенова И.П.....	410
ПРИМЕНЕНИЕ ТЕОРИИ ПОДОБИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	
Голышев А.А.....	412

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ НАПЛАВКИ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ	
Гриняев К.В., Смирнов И.В., Дитенберг И.А.	413
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА INCONEL625, ПОЛУЧЕННОГО ПРОВОЛОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ	
Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Семенчук В.Н., Шамарин Н.Н., Колубаев Е.А.	414
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Д16 И В95 МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
Гусарова А.В., Амиров А.И., Иванов А.Н., Утяганова В.Р., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.	416
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	
Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Амиров А.И., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.	417
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ И НИКЕЛЯ	
Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Амиров А.И., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов А.П.	419
РЕАКЦИОННОЕ ГОРЯЧЕЕ ПРЕССОВАНИЕ КЕРАМИКИ B_4C-CrB_2 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОВОЛОКНИСТОГО УГЛЕРОДА И ЕЕ ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
Дик Д.В., Филиппов А.А., Гудыма Т.С., Крутский Ю.Л.	420
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ МЕТОДАМИ	
Добровольский А.Р., Семенчук В.М., Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.	422
ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ВАКУМНОЙ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ, ПОСЛЕ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ	
Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Нго Б.Т., Сергеев В.П.	424
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ ВНС-5 ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Федорищева М.В., Нго Б.Т., Сергеев В.П.	425
ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu-Cr, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ	
Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В., Лабунский Д.Н., Бессонов Д.А.	426
ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ А1 7075, ПОЛУЧЕННОГО АДДИТИВНЫМ СПОСОБОМ	
Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В., Лабунский Д.Н., Бессонов Д.А.	427
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 12Х18Н9Т МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАМИ Cr И В	
Дударева А.А., Бушуева Е.Г., Дробяз Е.А., Тюрин А.Г.	429

РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ЧАСТИЦАХ ОКСИДА ЦИНКА

Дудин А.Н., Нешименко В.В.431

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ ПРОВОЛОК ИЗ СПЛАВА TiNi ПРИ НАГРУЖЕНИЯХ КРУЧЕНИЕМ

Дьяченко Ф.А., Лобань В.В., Семин В.О., Остапенко М.Г., Чепелев Д.В., Мейснер Л.Л.433

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛОВ АЛЮМИНИЙ-СТАЛЬ

Елисеев А.А., Амиров А.И.434

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СУПЕРСПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Елисеев А.А., Амиров А.И.435

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МАКРОСТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО И ТИТАНОВОГО СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ПОМОЩИ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Елисеев А.А., Ермакова С.А.436

СВОЙСТВА ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ С РАЗЛИЧНОЙ УКЛАДКОЙ, ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОМ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Еремин А.В., Бурков М.В., Кононова А.А.437

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Y-Nd ПОСЛЕ ЭКСТРУЗИИ

Ерошенко А.Ю., Легостаева Е.В., Глухов И.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Лугинин Н.А., Schmidt J., Шаркеев Ю.П.439

РАЗРАБОТКА И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРЫ В ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ Fe-Ni, Co-Mn, Ni-Cr

Жихарева И.Г., Шмидт В.В., Денисенко Д.В., Щипанов В.П., Федоров А.Д., Неустроев А.И.441

ИЗУЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО СОСТАВА И МИКРОТВЕРДОСТИ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА «NiCr/Al», ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Загibalова Е.А., Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астапов Д.О., Гуртова Д.Ю., Колубаев Е.А.443

ВЛИЯНИЕ ИПДК НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ Fe

Зайнуллина Л.И., Полякова В.В., Дун Ю., Александров И.В.445

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ТИТАНОМ С ЦЕЛЬЮ УЛУЧШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Рыгина М.Е., Прокопенко Н.А.447

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.449

БОРСОДЕРЖАЩИЕ ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННЫЕ НА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ КОМБИНИРОВАННЫМ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ	
Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Ажажа И.И., Петрикова Е.А., Толкачев О.С.	451
ПОЛИУРЕТАНОВОЕ ПОКРЫТИЕ, МОДИФИЦИРОВАННОЕ НАНОЧАСТИЦАМИ CuO/Cu/Fe ДЛЯ БОРЬБЫ С КАТЕТЕР-АССОЦИИРОВАННОЙ ИНФЕКЦИЕЙ	
Иванова Л.Ю., Бакина О.В., Лернер М.И.	453
СКРЕТЧ-ТЕСТИРОВАНИЕ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ С УЛЬТРАЗВУКОМ	
Казанцева Е.А., Комарова Е.Г., Уваркин П.В.	455
ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И ОБРАБОТКА ЗАКАЛКА-РАСПРЕДЕЛЕНИЕ (Q&P)	
Кайбышев Р.О.	457
МОДИФИКАЦИЯ МИКРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ДИАТОМИТА МЕТОДОМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	
Кашин А.Д., Седельникова М.Б.	458
ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ И ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ НАПЕЧАТАННЫХ СПЛАВЛЕНИЕМ ПРОВОЛОКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	
Клименов В.А., Колубаев Е.А., Чумаевский А.В., Хань Ц., Утяганова В.Р.	460
КОРРЕЛЯЦИЯ МЕЖДУ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ В СОЕДИНЕНИЯХ СО СТРУКТУРОЙ ВЮРЦИТА	
Клопотов А.А., Безухов К.А., Волокитин Г.Г., Какушкин Ю.А., Клопотов В.Д.	461
ТЕРМОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ СИАЛОНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ $AlN+Si_3N_4$ И $Si_3N_4+Al_2O_3$ ЭЛЕКТРОННЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ И ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ	
Клопотов А.А., Власов В.А., Безухов К.А., Сапрыкин А.А., Иванов Ю.Ф., Сыртанов М.С., Волокитин Г.Г., Саркисов Ю.С.	463
ПРИМЕНЕНИЕ ДИСКОВОГО ОБРАЗЦА, ДЕФОРМИРУЕМОГО ПО СХЕМЕ «БРАЗИЛЬСКОГО ТЕСТА», ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ЭВОЛЮЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ В ПОРИСТОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА	
Клопотов А.А., Мамазакиров О., Марченко Е.С., Безухов К.А., Ясенчук Ю.Ф., Устинов А.М.	465
МИКРОСТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЧИСТЫМ ПОРОШКОМ ЖЕЛЕЗА МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ	
Княжев Е.О., Зыкова А.П., Гурьянов Д.А., Чумаевский А.В.	467
ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА С ДОБАВЛЕНИЕМ ЧИСТОГО ПОРОШКА Ti	
Княжев Е.О., Чумаевский А.В.	469
ЛАЗЕРНАЯ ИНТЕРФЕРЕНЦИОННАЯ МИКРОСКОПИЯ, КАК МЕТОД ОЦЕНКИ IN SITU РЕАКЦИИ РАКОВЫХ КЛЕТОК В ДИНАМИКЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ С НОСИТЕЛЯМИ ПРОТИВООПУХОЛЕВЫХ ПРЕПАРАТОВ	
Комарова Е.Г., Акимова Е.Б., Казанцева Е.А., Порохова Е.Д., Хлусов И.А.	470
АДГЕЗИОННО-КОГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНЕ	
Комарова Е.Г., Казанцева Е.А., Уваркин П.В., Надежкин М.В.	472

ПОВЫШЕНИЕ АДГЕЗИИ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ПОЛИФЕНИЛЕНСУЛЬФИДА ЗА СЧЕТ ПЛАЗМЕННОЙ ПРЕДОБРАБОТКИ ВОЛОКОН	
Космачев П.В., Панов И.Л., Степанов Д.Ю., Панин С.В.	474
ПОРИСТЫЕ ПОДДЕРЖКИ ДЛЯ МЕМБРАН СЕЛЕКТИВНОЙ ОЧИСТКИ ГАЗОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ СПЕКАНИЕМ ПРЕКЕРАМИЧЕСКОЙ БУМАГИ Al_2O_3	
Кроткевич Д.Г., Кашкаров Е.Б., Пушилина Н.С., Забанов Ж.Г.	475
ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ЗЁРЕННО-СУБЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ abc ПРЕССОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА	
Круковский К.В., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бобров Д.И.	477
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Al-Mg-WC	
Крылова Т.А., Васильева М.П., Буякова С.П.	478
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛОСКОГО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТА И ТРЕНИЯ В КОНТАКТЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ AISI 52100 ПРИ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕМ ВЫГЛАЖИВАНИИ	
Кузнецов В.П., Скоробогатов А.С., Смолин И.Ю.	479
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ОСАЖДЕНИЯ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
Кузьминов Е.Д., Гаранин Ю.А., Шугуров А.Р.	480
ТЕПЛООБМЕННЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ДЛЯ ВОДОРОДНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ	
Курдюмов Н., Кудияров В.Н., Пушилина Н.С., Эльман Р.Р.	482
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ Al-SHS7574, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ	
^{1,2} Кучумова И.Д., ³ Шикалов В.С., ³ Видюк Т.М., ⁴ Ухина А.В., ¹ Батаев И.А.	483
ПОЛУЧЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ СОПЕЛ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА И МЕДИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Кушнарёв Ю.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Белобородов В.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.	485
ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Спиридонова К.В., Ким А.В., Линник В.В., Москвичев Е.Н. Чернов В.М.	487
НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Ti-6Al-4V/TiC МЕТОДАМИ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕГО ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ	
Мартынов С.А.	488
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОТОКОВ В СТРУКТУРИРОВАННОЙ ЯЧЕЙКЕ	489
Маслов А.Л., Князева А.Г.	489
ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ И ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА	
Мейснер Л.Л., Мейснер С.Н., Дьяченко Ф.А., Марков А.Б., Яковлев Е.В., Озур Г. Е., Панин С.В., Богданов А.А.	490

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ИНТЕРФЕЙСЕ КОМПОЗИЦИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ «Al ₂ O ₃ /Ti-BASED ALLOY», СФОРМИРОВАННОГО ПУТЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СПЛАВЛЕНИЯ Мейснер С.Н., Буяков А.С., Зенин А.А., Климов А.С., Сафина Н.В., Нейман А.А., Шмаков В.В., Буякова С.П.	491
ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ОГНЕУПОРОВ В СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШАХ Мигашкин А.О., Заболотский А.В.	492
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ В СПЛАВЕ Ti _{49.8} Ni _{50.2} В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС ПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573 К Миронов Ю.П., Лотков А.И., Гришков В.Н., Лаптев Р.С., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г.	494
ПОЛУЧЕНИЕ РАДИАЦИОННОСТОЙКИХ ОТРАЖАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ПРИНТЕРНОЙ ПЕЧАТИ Михайлов М.М., Артищев С.А., Лапин А.Н., Юрьев С.А., Горончко В.А., Труфанова Н.С., Михайлова О.А., Федосов Д.С.	496
АНАЛИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Co-Cr-Fe-Mn-Ni Михно А.Р., Крюков Р.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А.	498
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ SMA-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Mn Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Смолин А.Ю.	500
МЕТАЛЛО-МАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ СИСТЕМЫ CuAl-W-WC ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Черемнов А.М.	501
СЭМ-СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ С-Ag, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ Московский С.В.	502
СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННЫХ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ ВАНАДИЯ, МОЛИБДЕНА И ГРАФИТА Муль Д.О., Волков Д.С., Теплых А.М., Чепелева Е.В.	503
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕЧЕНИЯ МОДЕЛЬНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ В СОСУДЕ С УЧЕТОМ СТЕНОЗА Назаренко Н.Н.	505
МЕХАНИЧЕСКИЕ И УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Оборин В.А.	506
ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ Cr-Mn-N СТАЛИ Наркевич Н.А., Толмачев А.И.	507
ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОКРЫТИЯ TiCN, НАНЕСЕННОГО КАТОДНО-ДУГОВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ Нго Тхань Бинь, Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Овчинников С. В., Ву Ван Гюи.	509

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКЕ	
Невский С.А., Бащенко Л.П., Громов В.Е., Сарычев В.Д., Шамсутдинова Д.В.....	511
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	
Николаев А.А., Рамазанов К.Н., Назаров А.Ю., Астафурова Е.Г.	512
МОДЕЛЬ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ СМЕСИ ПОРОШКОВ Ti-Al-Fe ₂ O ₃	
Николаев И.О., Князева А.Г., Коростелева Е.Н.....	513
ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНОГО СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИСТЕМЫ ВТ6-Cu	
Николаева А.В., Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В.	514
ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ Cu НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ ВТ6-Cu ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	
Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.....	515
ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА БРАМЦ9-2, ПОЛУЧЕННОГО АДДИТИВНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ	
Никоненко А.В., Панфилов А.О., Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Зыкова А.П.....	517
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА ЭКСПЛУАТАЦИИ КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ ДЛЯ ИЛЛЮМИНАТОРОВ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ ПРИ НАНЕСЕНИИ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ	
Овчинников С.В., Стужук В.В., Гукало А.А., Сергеев В.П.	519
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ ЛЕГИРОВАННЫЙ НИТРИД ТИТАНА-БРОНЗА	
Овчинников С.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.	521
АДСОРБЦИЯ КРЕМНИЯ НА ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ (001) И (110) СОЕДИНЕНИЙ TiN, AlN И TaN	
Огнев С.О., Святкин Л.А., Коротеев Ю.М.....	523
ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ СО СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОЙ МАТРИЦЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ ПЕРЕПЛАВОМ	
Озеров М.С., Соколовский В.С., Жеребцов С.В.	525
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni – Al ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ОТЖИГОВ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ИНИЦИАЛИЗАЦИИ ТЕПЛООВОГО ВЗРЫВА	
Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Дитенберг И.А.....	526
СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ TiNi ПОСЛЕ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ ТАНТАЛА И СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ti-Ta	
Остапенко М.Г., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Южакова С.И., Мейснер Л.Л.	527
СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ TiNi ПОДЛОЖКИ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СИНТЕЗОМ ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ta СПЛАВА ТОЛЩИНОЙ ~ 200 нм	
Остапенко М.Г., Южакова С.И., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Марков А.Б., Яковлев Е.В., Мейснер Л.Л.....	529
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ РАЦИОНАЛЬНО ТЕКСТУРИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Остапович К.В., Трусев П.В.....	530

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И ВТ14, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
Панин А.В., Казаченок М.С., Первалова О.Б., Казанцева Л.А., Лобова Т.А., Рубцов В.Е., Мартынов С.А.	532
ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА КОМПОЗИТА ВТ20/БрАМц9-2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.	533
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ БРОНЗА/СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.	535
МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА NiTi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г., Лучин А.В., Нифонтов А.С., Колубаев Е.А.	537
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ 3D-НАПЕЧАТАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V	
Первалова О.Б.	538
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВА Cu-40%Ni	
Перовская М.В., Баранникова С.А.	539
ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО СИНТЕЗА НА СВОЙСТВА Mo-Zr ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА	
Пестерев Е.А., Соловьев А.В., Яковлев Е.В., Петров В.И., Марков А.Б.	540
ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ МАЛОАКТИВИРУЕМОГО СПЛАВА V-4Ti-4Cr	
Пинжин Ю.П., Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М.	542
СЭМ-СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Mo-Au	
Почетуха В.В., Будовских Е.Е.	543
ВЫСОКОПОРИСТЫЕ ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФУТЕРОВОК АГРЕГАТОВ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО И ЦЕМЕНТНОГО ПРОИЗВОДСТВ	
Почивалов Ю.И., Карпов С.М., Буякова С.П.	544
СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ ТИТАН – ЖЕЛЕЗО ИЗ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ	
Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П.	546
ГОРЯЧЕЕ УПЛОТНЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ПОРОШКОВ ПО СХЕМЕ, ПРЕДОТВРАЩАЮЩЕЙ ПЕРИФЕРИЙНОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ	
Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Барановский А.В., Кривопапов В.П.	547
МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ТИТАН-УГЛЕРОД В СРЕДЕ ЭТАНОЛА	
Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П. ..	549
НОВЫЙ СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ	
Прибытков Г.А., Барановский А.В., Кривопапов В.П.	551

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВС-КОМПОЗИТА Ni-Fe-Cr-Ti-C-B	
Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И.....	552
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СВС-КОМПОЗИТЕ Cu-Ti-C-B	
Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И., Горюлева Л.С.....	554
ВЛИЯНИЕ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ ХРОМ И БОР, НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 12Х18Н9Т	
Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.....	556
ЦЕЛЛЮЛОЗНЫЕ МИКРОВОЛОКНА, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ZnO-Ag, С ВЫСОКОЙ АНТИБАКТЕРИАЛЬНОЙ АКТИВНОСТЬЮ	
Речкунова А.О., Лернер М.И., Хоробрая Е.Г.	558
СЭМ-СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ TiB ₂ -Ag	
Романов Д.А.	560
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
Рубцов В.Е., Гурьянов Д.А., Кобзев А.В., Черемнов А.М., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов А.П.	561
СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ СОСТАВА CoCrFeNiMn УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ CrV	
Руктуев А.А., Юргин А.Б.	562
ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ ЛАЗЕРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛС КОМПОЗИТА Al-40Sn	
Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Акимов К.О., Дмитриев А.И.....	564
ВЛИЯНИЕ КОВКИ В ЗАКРЫТОМ ШТАМПЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al-5Fe-13Sn	
Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Лихарев В.Е.....	566
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГИБРИДНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ	
Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Курапов Г.В., Русинова А.А., Семадени М.Д.....	568
КОНТРОЛИРУЕМАЯ ТРИБОСИНТЕЗОМ FeWO ₄ АДАПТАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ ПОКРЫТИЙ “WC-ИНСТРУМЕНТАЛЬНАЯ СТАЛЬ”	
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Воронцов А.В., Москвичев Е., Федин Е.А., Тарасов С.Ю.	570
ЭФФЕКТ САМОСМАЗЫВАНИЯ ПРИ ТРЕНИИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА WC-СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА	
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Утяганова В.Р., Москвичев Е., Тарасов С.Ю.	571
АЛЮМИНИЕВЫЙ КОМПОЗИТ, АРМИРОВАННЫЙ ПРОДУКТАМИ РАЗЛОЖЕНИЯ ZrW ₂ O ₈	
Савченко Н.Л., Судариков А.В., Чумаевский А.В., Москвичев Е.Н., Княжев Е.О., Губанов А.И., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю.....	572
РАЗРАБОТКА ВЫСОКОТЕКУЧЕГО ФИДСТОКА НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В 3D ПЕЧАТИ	
Сагун А.И., Торопков Н.Е., Лернер М.И.	573

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Co/Ni НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ ГЦК-ГПУ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ CrMnFeCoNi	
Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.....	575
КОАЛЕСЦЕНЦИЯ КАК СПОСОБ СИНТЕЗА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ	
Сдобняков Н.Ю., Богданов С.С., Савина К.Г., Полев О.В., Колосов А.Ю.....	576
КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН В НАНОЧАСТИЦАХ Ni-Al В ПРОЦЕССЕ ИЗБИРАТЕЛЬНОЙ КОРРОЗИИ	
Сдобняков Н.Ю., Савина К.Г., Григорьев Р.Е., Соколов Д.Н., Мясниченко В.С., Колосов А.Ю., Романовский В.И.	578
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ	
Севостьянова И.Н., Хань Лян, Буякова С.П.	580
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА SiC-КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ ПРИ СПЕКАНИИ ПРЕКЕРАМИЧЕСКИХ БУМАГ	
Седанова Е.П., Кашкаров Е.Б., Лидер А.М.	582
КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО ДИАТОМИТА И ЧАСТИЦ TiO ₂ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ	
Седельникова М.Б., Кашин А.Д., Угодчикова А.В., Уваркин П.В.	584
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	
Семенчук В.М., Гурьянов Д.А., Зыкова А.П., Николаева А.В.....	586
3D-ПЕЧАТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-Zr-Mo-V (BT20-2CB) МЕТОДАМИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
Семенчук В.М., Чумаевский А.В, Николаева А.В., Никонов С.Ю.	588
ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННО- ИОННО-ПУЧКОВЫМИ СПОСОБАМИ, ПОСЛЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ	
Семин В.О., Остапенко М.Г., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л.	590
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ ТИТАНА, ФОРМИРУЕМЫХ НА ПОДЛОЖКЕ TiNi МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО АНОДИРОВАНИЯ	
Семин В.О., Хабибова Е.Д., Чернова А.П.....	592
КОНТРОЛИРУЕМОЕ ПОРООБРАЗОВАНИЕ, КАК МЕХАНИЗМ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРНО-ЗАВИСИМЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ОКСИДНЫХ КЕРАМИК ДЛЯ ОСТЕОЗАМЕЩЕНИЯ	
Сенькина Е.И., Ложкомоев А.С., Буякова С.П., Буяков А.С.	594
ИЗУЧЕНИЕ БИОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОКОМПОЗИТА «ТИТАН/КАЛЬЦИЙ- ФОСФАТНОЕ ПОКРЫТИЕ/ПОЛИМЕР» С ИММОБИЛИЗОВАННЫМ ВАНКОМИЦИНОМ	
Сенькина Е.И., Комарова Е.Г., Казанцева Е.А., Просолов К.А., Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.	595
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ ПЛЕНОК Ag-Mo-S И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ИЗНОС СЕРЕБРЯНЫХ ПАР ТРЕНИЯ	
Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.	597

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЦИКЛИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{53}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{22}$	
Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.....	598
ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$	
Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.	600
ВЛИЯНИЕ МИКРОЧАСТИЦ β -ТКФ И ВОЛЛАСТОНИТА НА ФОРМИРОВАНИЕ БИОПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ $\text{Mg}_{0.8}\text{Ca}$	
Угодчикова А.В., Седельникова М.Б., Толкачева Т.В., Шаркеев Ю.П.	602
ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА, ИЗГОТОВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ	
Утяганова В.Р., Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Рубцов К.В.	604
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ	
Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н.	606
О ФАЗОВОМ СОСТАВЕ КОНТАКТНЫХ СЛОЕВ МЕДЬСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ ПОД ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ	
Фадин В.В., Алеутдинова М.И.	607
ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ СЛОЕВ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Zr-Y-O/SiAl-N НА ЕГО КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ	
Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Калашников М.П. Нейфельд В.В. Сергеев В.П.	608
ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АВИАЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	
Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Сергеев О.В., Сунгатулин А.Р., Сергеев В.П., Воронов А.В.	609
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КРЕМНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПУТЕМ ПОСЛОЙНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	
Филиппов А.В.	610
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА АДДИТИВНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.	611
АДДИТИВНОЕ ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНОГО БИОМАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОРОШКА СИСТЕМЫ Fe-Cu	
Чебодаева В.В., Лугинин Н.А., Резванова А.Е., Сваровская Н.В., Сулиз К.В.	612
ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ РЕЖИМОВ ПРОВЕДЕНИЯ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕДНОГО СПЛАВА $\text{BrOF}_{6,5-0,15}$	
Черемнов А.М., Чумаевский А.В., Соколов П.С., Белобородов В.А., Кушнарёв Ю.В. ..	613
ПОРИСТЫЕ БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ Ti/Al/TiO_2 : ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ	
Чжоу В.Р., Бакина О.В., Сваровская Н.В.	615

ОРГАНИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВО-МАРГАНЦЕВОЙ БРОНЗЫ БРАМЦ9-2 И ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20-2св

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Воронцов А.В., Осипович К.С., Черемнов А.М., Савченко Н.Л., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Николаева А.В., Рубцов В.Е., Никонов С.Ю.....617

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ И БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Семенчук В.М., Осипович К.С., Воронцов А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Рубцов К.В., Кушнарв Ю.В., Николаева А.В., Гурьянов Д.А., Шамарин Н.Н., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.....618

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА ИЗ БРОНЗЫ БРАМЦ9-2 И НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА INCONEL 625, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Семенчук Н.В., Никонов С.Ю., Кушнарв Ю.В., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.620

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ МЕДИ, АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Чумаевский А.В., Кобзев А.И., Гриненко А.В., Панфилов А.О., Черемнов А.М., Николаева А.В., Княжев Е.О., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.621

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ FEMNNIAL С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Кириллов В.А.622

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЕ СОСТОЯНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ЦИРКОНИЯ, НИОБИЯ И МАГНИЯ, ИХ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДИССИПАЦИЯ И НАКОПЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю.....623

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Mg-Zn-Zr-Ce, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаркеев Ю.П., Лугинин Н.А., Ерошенко А.Ю., Толмачев А.И., Глухов И.А., Уваркин П.В.....625

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРОШКОВОГО МОНОКАРБИДА ВАНАДИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Шекшеев М.А., Михайлицын С.В., Куприянова О.А., Полякова М.А.627

ПОЛУЧЕНИЕ ШПИНЕЛИ $MgAl_2O_4$ ПО ПЛАЗМЕННОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Шеховцов В.В., Скрипникова Н.К., Улмасов А.Б.....629

СИНТЕЗ ФОРСТЕРИТОВОГО МАТЕРИАЛА В СРЕДЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЛАЗМЫ

Шеховцов В.В., Скрипникова Н.К., Кунц О.А.....631

АНТИФРИКЦИОННЫЕ ХГН-ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ МЕДИ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Шикалов В.С., Видюк Т.М.....633

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ SI НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N

Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д.634

ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ
ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi, УПРОЧНЕННОГО ЧАСТИЦАМИ
Cr₃C₂

Юргин А.Б., Руктуев А.А. 636

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЛЬСОВОГО УСКОРИТЕЛЯ МАСС В ЗАДАЧАХ
ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТЕЛ С ПРЕГРАДАМИ

Ядренкин М.А., Голышев А.А. 638

ФОРМИРОВАНИЕ W-Zr ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА С ПОМОЩЬЮ
НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

Яковлев Е.В., Соловьев А.В., Пестерев Е.А., Петров В.И., Марков А.Б. 640

FRACTURE TOUGHNESS, HARDNESS AND YOUNG'S MODULUS OF ZIRCONIUM
DIBORIDE WITH SILICON CARBIDE PARTICLES

**Mirovoy Yu.A., Mirovaya E.S., Burlachenko A.G., Kulagin N.D., Meshtpaeva A.,
Buyakova S.P. 642**

DENTAL MATERIALS SELECTION FOR ADDITIVE MANUFACTURING OF RE-
MOVABLE COMPLETE DENTURES (RCD)

Panin S.V., Stepanov D.Yu., Buslovich D.G., Grachev D.I., Arutyunov S.D. 644

EVALUATION OF THE CORROSION RESISTANCE OF TIN AND CRN MULTILAYER
FILMS

Vu Van Huy, Ngo Thanh Binh, Rodionov N.B. 645

Научное издание

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Международная конференция
«Физическая мезомеханика.

Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой
и интеллектуальные производственные технологии»

11-14 сентября 2023 года
Томск, Россия

Издание изготовлено в авторской редакции