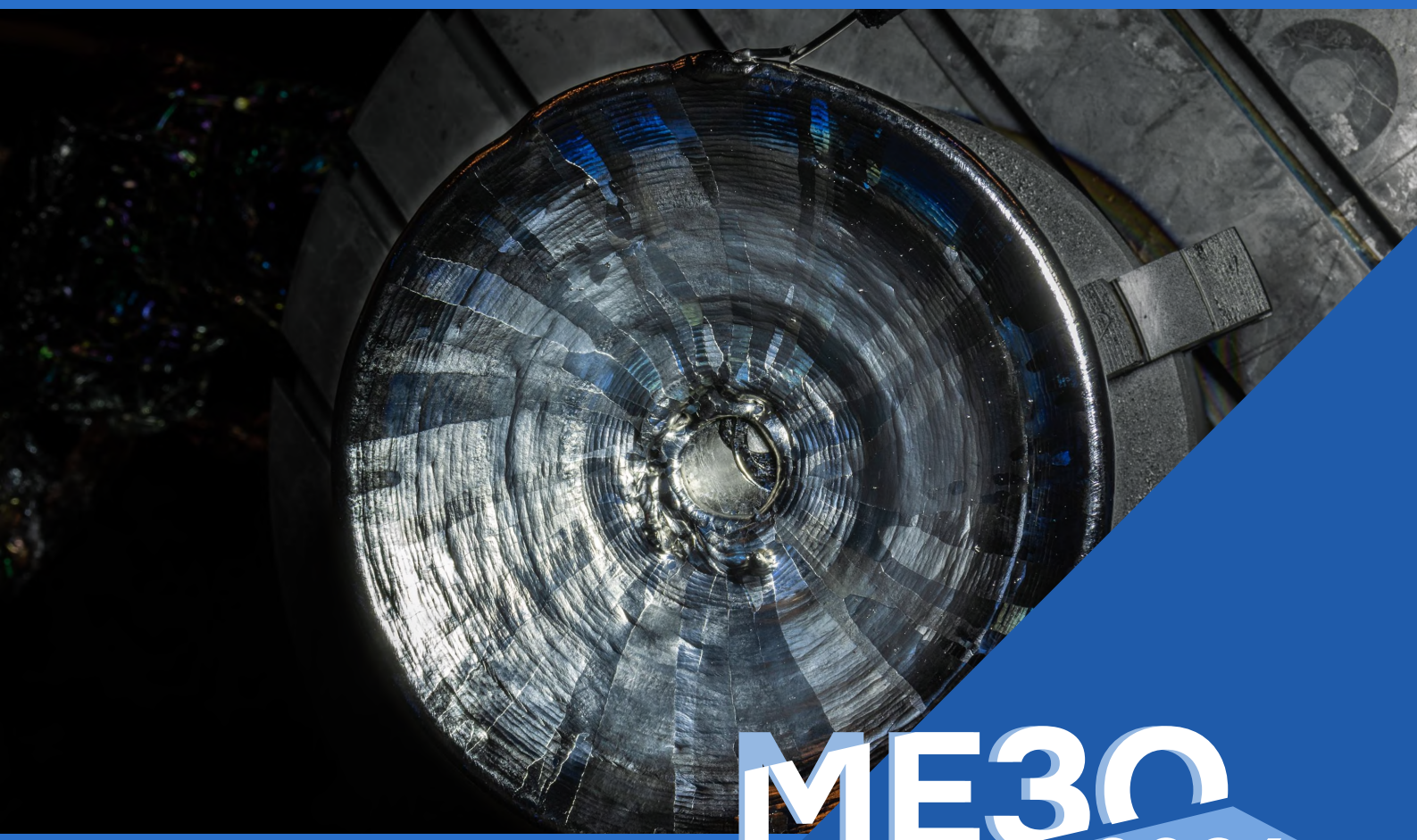
ТЕЗИСЫ
докладов

07-10 сентября



МЕЗО 2026

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

г. Томск, Россия

ИФПМ СО РАН

NEWTONS ГАЗПРОМБАНК

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

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

07–10 сентября 2026 г.
Томск, Россия

Томск – 2026

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18
ББК Г 534
Т29

Т29 Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: тезисы докладов Международной конференции, 07-10 сентября 2026 года, Томск, Россия. – 449 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

© Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, 2026

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

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН им. В.Е. Панина, Россия
НЦМУ «Новые материалы специального назначения»
Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Россия
Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Россия
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Россия
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия
Институт машиноведения УрО РАН, Россия
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Россия
Томский политехнический университет, Россия
Томский государственный университет, Россия
Министерство науки и высшего образования РФ
Сибирское отделение РАН, Россия
Территориальная профсоюзная организация Томского научного центра СО РАН Профсоюза работников РАН

СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

Колубаев Е.А.
Томск, Россия

Фомин В.М.
Новосибирск, Россия

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Батаев А.А.
Новосибирск, Россия
Безносюк С.А.
Барнаул, Россия
Беляев С.П.
Санкт-Петербург, Россия
Валиев Р.З.
Уфа, Россия
Ворожцов А.Б.
Томск, Россия
Громов В.Е.
Новокузнецк, Россия
Григорьев А.Я.
Гомель, Беларусь
Джин Шенгли
Ухань, Китай
Еловой О.М..
Минск, Беларусь
Комлев В.С.
Москва, Россия
Корсунский А.М.
Москва, Россия
Краус Е.И.
Новосибирск, Россия
Лебедев М.П.
Якутск, Россия
Левин В.А.
Москва, Россия
Лотков А.И.
Томск, Россия
Мулюков Р.Р.
Уфа, Россия
Панин А.В.
Томск, Россия
Плехов О.А.
Пермь, Россия
Полянский В.А.
Санкт-Петербург, Россия
Попов В.Л.
Самарканд, Узбекистан
Рудой Е.М.
Новосибирск, Россия
Шанявский А.А.
Москва, Россия
Швейкин А.И.
Пермь, Россия
Швейкин В.П.
Екатеринбург, Россия

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
Каманцев И.С.
Екатеринбург, Россия
Князева А.Г.
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

ТЕХНИЧЕСКИЙ КОМИТЕТ

Председатель: Батуев С.П., Томск, Россия
Секретарь конференции: Чебодаева В.В., Томск, Россия

Члены комитета:

Акимов К.О.	**Ахметшин Л.Р.**	**Биргкаем А.А.**	**Бобенко Н.Г.**	**Власов И.В.**
Дьяченко Ф.А.	**Зимина В.А.**	**Казанцева Е.А.**	**Лобова Т.А.**	**Орлова Д.В.**

НАШИ ПАРТНЕРЫ

Генеральный спонсор

ООО «НЬЮТОНС» – торгово-производственная компания испытательного и аналитического оборудования, комплексных решений для проведения физико-механических испытаний и структурного анализа материалов и компонентов: сервогидравлических и электромеханических испытательных машин и стендов, микроскопов, спектрометров, оборудования для пробоподготовки.

Спонсор

БАНК ГПБ (АО) («ГАЗПРОМБАНК») – один из крупнейших универсальных финансовых институтов России, предоставляющий полный спектр услуг корпоративного и инвестиционного банкинга, расчетнокассового обслуживания, торгового и проектного финансирования. Ключевые компетенции банка включаютструктурирование сделок слияний и поглощений, организацию размещения облигационных займов, а также сопровождение внешнеэкономической деятельности и документарных операций.

NEWTONS
+7 495 198 7858
www.new-tons.ru

Компания NEWTONS — группа специалистов и Ваш надёжный партнёр.

ООО «НЬЮТОНС» является производителем испытательного и аналитического оборудования, комплексных решений для проведения физико-механических испытаний и структурного анализа материалов и компонентов.

Электронные микроскопы:

- **просвечивающие** NT-120F;
- **двухлучевые системы** DB-500;
- **сканирующие** - от простых (NT2000/NT3200) до универсальных (NT4000) и уникальных (NT5000, NT5000X).

Оптические микроскопы:

- инвертированные;
- инспекционные;
- поляризационные;
- прямые;
- стереоскопические
- цифровые

Сервогидравлические машины для испытания материалов:

- испытания на малоцикловую (LCF) и многоцикловую (HCF) усталость
- исследования механики разрушения (K1C, CTOD, J-интеграл)
- растяжение, сжатие, изгиб и др.

Подготовка проб для оптической и электронной микроскопии

- установки ионного травления;
- станки для прецизионной резки, шлифования и полирования;
- сушка в критической точке;
- установки для напыления покрытий.

+7 (495) 198-78-58
г. Москва, 2-й Южнопортовый проезд, дом 18, строение 8, этаж 3

+7 (343) 220-83-56 (доп. 7013)
г. Екатеринбург, ул. Белинского, дом 9, этаж 1

info@new-tons.ru

Секция 1. Физическая мезомеханика материалов и структурно-неоднородных сред

Модифицирование поверхности магниевого сплава методом микродугового оксидирования в биполярном импульсном режиме

Алкенова К.А., Твердохлебов С.И., Седельникова М.Б.
Томский политехнический университет, Томск

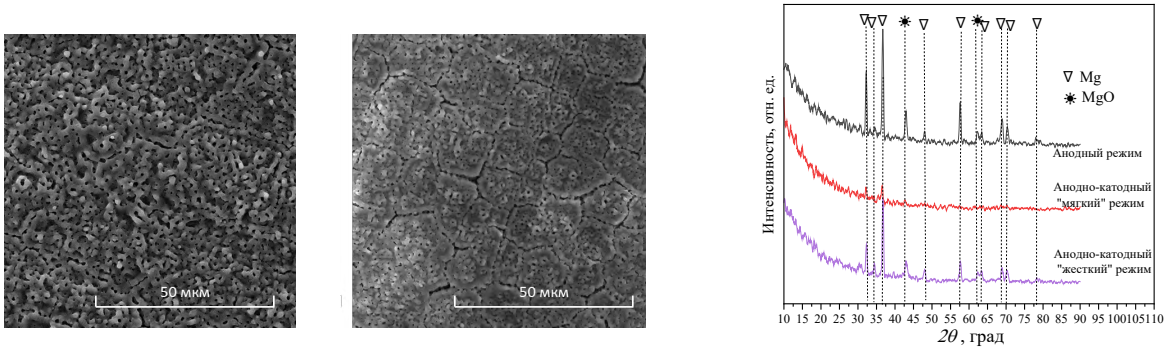
В последние годы растёт интерес к медицинским имплантатам из магниевых сплавов, ввиду их способности к биодеградации и отсутствия негативных реакций в организме [1]. Несмотря на то, что механические свойства магниевых сплавов близки к свойствам кортикальной кости, их существенным недостатком является высокая скорость растворения в среде организма. Данную проблему можно решить путем нанесения коррозионностойких покрытий, способных замедлять биорезорбцию имплантата и усиливать процессы остеоинтеграции.

Перспективным методом нанесения биосовместимых покрытий является метод микродугового оксидирования (МДО), позволяющий формировать пористый слой на поверхности металлической подложки. При этом параметры МДО-процесса – напряжение, длительность процесса, частота и длительность импульсов, скважность необходимо подбирать таким образом, чтобы сформированное покрытие по своим функциональным свойствам способствовало решению конкретной клинической задачи.

В данной работе для нанесения покрытий методом МДО использовали биполярный потенциостатический режим [2]. Рассмотрено влияние напряжения при анодной и катодной поляризации, а также длительности импульсов на формирование и свойства коррозионностойких покрытий на поверхности магниевого сплава. Покрытия наносили на подложки из магниевого сплава Mg2.5Zn2.5Ga (образцы предоставлены ООО «Остео-СайБэр») в щелочном электролите на основе NaOH. Напряжение на аноде было постоянным и составляло 400 В. Напряжение на катоде изменялось от 100 до 200 В. Длительность импульсов на аноде и на катоде варьировалась в пределах 200-400 мкс. Длительность процесса нанесения покрытия составляла 5 минут. Таким образом, процесс МДО проводили в более «мягком» режиме при невысоких значениях напряжения и длительности импульсов, а также в более «жестком» режиме, при котором задавались максимальные значения этих параметров.

Покрытия исследовали методом растровой электронной микроскопии на микроскопе CEM Tescan Vega 3SBH с системой энергодисперсионного анализа. Исследование фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 при CuK_{α}-излучении, в диапазоне углов 10-90 град, в условиях ассиметричной съемки, угол скольжения пучка составлял 2 град.

Исследование микроструктуры поверхности покрытий показало, что при проведении процесса с использованием более «мягких» режимов плотность тока варьируется в пределах 0,6-0,8 А/см^2, и формируются покрытия с более однородной морфологией поверхности (рисунок 1а).



а б в

Рис. 1. Микроструктура поверхности МДО-покрытий, сформированных в «мягком» (а) и «жестком» (б) режимах; рентгенограммы покрытий (в)

При увеличении напряжений при катодной поляризации до 200 В и длительности импульсов до 400 мкс плотность тока увеличивается до 2,5 А/см^2. При этом увеличивается количество крупных пор (>5 мкм) и появляются трещины, нарушающие сплошность покрытия, а также «рыхлые» зоны с неравномерной толщиной слоя (рисунок 1 б).

На рисунке 1в представлены рентгенограммы покрытий, сформированных в анодном режиме, а также в анодно-катодном «мягком» и «жестком» режимах. На рентгенограммах покрытий, нанесенных в анодном и в «жестком» анодно-катодном режиме наблюдаются интенсивные рефлексы магниевой подложки, а также оксида магния MgO. Покрытие, сформированное в «мягком» режиме, характеризуется рентгеноаморфной структурой. Это объясняется тем, что толщина данного покрытия, равная 40 мкм, превышает толщину оксидного слоя, сформированного в «жестких» условиях и достигающего 3-5 мкм.

При «жёстких» режимах МДО возникает проблема ускоренного растворения магния в электролите и потери массы образца. Это объясняется тем, что локальные микроразряды генерируют высокие температуры и давления, что при высокой активности магния способствует интенсификации электрохимических процессов и усиленной деградации металлической основы [3-4]. При этом, в щелочном электролите активно протекают реакции растворения магния с образованием гидроксокомплексов и выделением водорода [5]. В результате интенсивного растворения происходит уменьшение толщины формируемого слоя, рост сквозной пористости покрытия из-за ускоренного выноса продуктов реакции, образование неоднородной структуры, ведущие к ухудшению защитных свойств покрытия.

Таким образом, покрытия, сформированные в «мягких» режимах, то есть при значении напряжения на катоде не более 100 В и длительности импульсов при катодной поляризации 200 мкс, характеризуются большей толщиной, более равномерной и плотной структурой, что свидетельствует о том, что данные покрытия являются более коррозионностойкими и механически прочными, чем покрытия, нанесенные в «жестких» условия процесса МДО.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект «Наука» № FSWW-2026-0052.

1. Влияние состава электролита на свойства сплава МА2-1 при микродуговом оксидировании / Владимиров Б.В., Крит Б.Л., Людин В.Б., Морозова Н.В., Суминов И.В., Эпельфельд А.В. // Известия Томского политехнического университета. – 2014. – Т. 324. – № 2. – С. 143-148.

2. Исследование процесса формирования покрытий при микродуговом оксидировании титана / А. Жасулан, Б. Рахадилов, Д. Байжан, А. Шынарбек, К. Орманбеков. – Астана: ЕНУ имени Л.Н. Гумилева, 2016. – 44 с.

3. Effects of electrical parameters on plasma electrolytic oxidation of aluminium / J. Martin, A. Melhem, I. Shchedrina, T. Duchanoy, A. Nominé, G. Henrion, T. Czerwiec, T. Belmonte // Surface & Coatings Technology. – 2013. – Vol. 221. – P. 70–76. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2013.01.029.

4. Plasma electrolytic oxidation of magnesium by sawtooth pulse current / Yue Guo, Aleksey Rogov, Alexander Hird, Beatriz Mingo, Allan Matthews, Aleksey Yerokhin // Surface & Coatings Technology. – 2021. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2021.127938.

5. Микродуговое оксидирование магниевых сплавов (обзор) / Б.В. Владимиров, Б.Л. Крит, В.Б. Людин, Н.В. Морозова, А.Д. Российская, И.В. Суминов, А.В. Эпельфельд // ЭОМ. – 2014. – №3. – URL: https://cyberleninka.ru/article/n/mikrodugovoe-oksidirovanie-magnievyh-splavov-obzor (дата обращения: 24.07.2026).

Анализ стадийности поврежденности внутренней структуры композитных материалов при циклическом деформировании методами рентгеновской томографии

Аристова А.В., Банников М.В.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Композитные материалы обладают уникальным комплексом эксплуатационных преимуществ (прочность, легкость, устойчивость к коррозии, биосовместимость), но также имеются принципиальные технологические ограничения, в первую очередь связанные с процессом их изготовления, когда при несоблюдении технологии могут образовываться существенные дефекты, снижающие прочностные характеристики. Кроме того, важной особенностью таких материалов является их чувствительность к истории нагружения, когда небольшой удар приводит к значительной потере остаточной прочности. Актуальной научной проблемой является отсутствие комплексных методов оценки стадийности накопления повреждений и прогнозирования разрушения полимерных и углерод-углеродных композитных материалов при эксплуатационных нагрузках в авиации и медицине, где требования к надежности особенно критичны.

В основе текущего исследования проводились механические испытания на сервогидравлической испытательной машине и последующий анализ внутренней структуры образцов на разных стадиях статического и циклического деформирования с помощью рентгеновского томографа. Обработка томографических данных выполнялась в специализированном программном обеспечении для количественной морфометрии. Ключевым этапом методики является разделение всего объема пустот на открытые, сообщающиеся с внешней средой, и закрытые изолированные поры. Пространственная ориентация структуры элементов оценивалась на основе алгоритма средней длины пересечения, а трехмерная визуализация топологии дефектов с присвоением индивидуальных цветовых маркеров осуществлялась с использованием программной среды MeshLab.

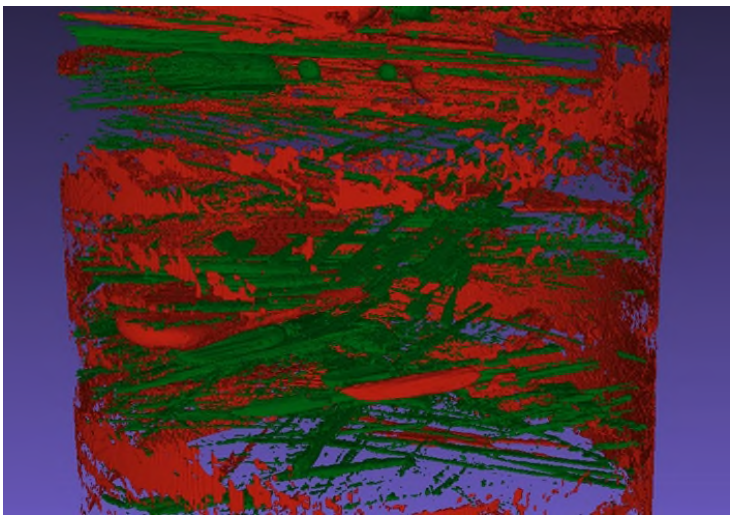


Рис. 1. Распределение пор в образце после циклических испытаний

В ходе экспериментов установлено, что объемная доля закрытых пор остается стабильной на всех этапах циклического нагружения, что свидетельствует о сохранении плотности и целостности эпоксидной матрицы независимо от числа циклов. Показано, что увеличение амплитуды нагружения приводит к нелинейному переходу от стадии накопления отдельных микротрещин к их активному слиянию, что выражается в резком падании связности и ориентации пор по оси z. Дальнейшее развитие работы будет направлено на установление численных параметров корреляций между структурными особенностями композитных материалов, их поврежденности и прочностных характеристик для прогнозирования ресурса изделий и их близости к критическим состояниям в процессе эксплуатации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01424, https://rscf.ru/project/25-29-01424/.

1. Experimental field analysis of damage-failure transition in composite material with a stress concentrator under cyclic loading (application of DIC and X-ray tomography techniques) / M. Bannikov, Yu. Bayandin, A. Nikityuk, S. Uvarov, O. Naimark // 1st Biennial ESIS-CSIC Conference on Structural Integrity, Belgrade, Serbia, 25-27 November, 2025.
2. Томография в почвоведении: от первых опытов к современным методам (обзор) / К.Н. Абросимов, К.М. Герке, Д.С. Фомин и др. // Почвоведение. – 2021. – № 9. – С. 1097–1112.
3. SkyScan CT-Analyser (“CTan”). User manual, 2020.

Численный анализ деформационного поведения поликристаллического композита «никелид титана – покрытие» с учетом фазовых превращений и разрушения

[1,2]Балохонов В.Р., [1,2]Балохонов Р.Р., [1]Романова В.А., [2]Марченко Е.С.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Методом термической обработки трёхслойного наноламината Ti/Ni/Ti, сформированного на подложке TiNi, при температуре 900 °C в атмосфере аргона получено покрытие [1]. Методом EBSD-анализа исследована поликристаллическая структура композита «TiNi-Ti_4Ni_2-TiO». На основе экспериментальных данных (рис. 1а) построена пиксельная модель композита, выполнена идентификация кристаллографических ориентаций зёрен и сформирована воксельная конечно-элементная сетка для расчётов в ABAQUS/Explicit (рис. 1б). Размер расчетной области 300x300x1.

Краевые динамические задачи о плоской деформации композита решались в ABAQUS/Explicit в трехмерной постановке. Растяжение на левой B_1 и правой поверхностях моделировалось кинематическими граничными условиями. Определяющие уравнения учитывают упругую и пластическую анизотропию зерен-кристаллитов в поликристалле [2, 3]:

$$\dot{\sigma}_{ij} = E_{ijkl}(\dot{\varepsilon}_{kl}\text{-}\dot{\varepsilon}^{p}_{kl})$$

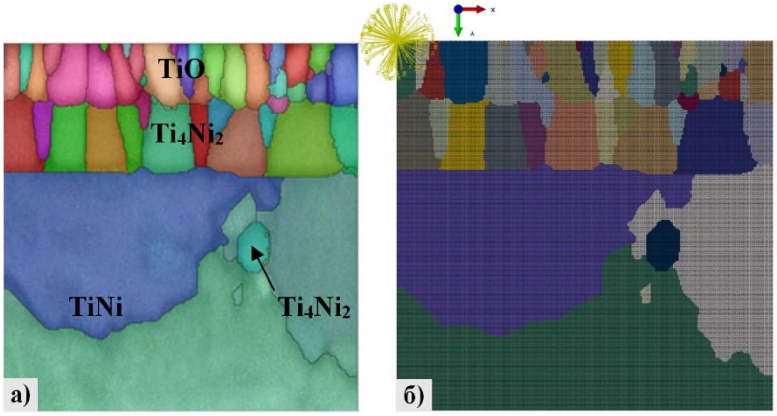


Рис. 1. Ориентационная карта поликристаллического композита: (а) данные EBSD анализа; (б) конечно-элементная модель

Проведено численное моделирование циклов «растяжение–разгрузка» и «сжатие–разгрузка» поликристаллической структуры с учётом упругих обратимых фазовых превращений в никелиде титана, пластического течения в слое Ti_4Ni_2, а также разрушения слоёв покрытия Ti_4Ni_2 и TiO. Выполнен последовательный сравнительный анализ напряжённо-деформированного состояния при растяжении и последующей разгрузке. Рассмотрены два варианта расчёта, в которых слой TiO деформировался упруго: в первом случае слой Ti_4Ni_2 также считался упругим, во втором учитывались фазовые превращения в никелиде титана и пластическое течение в слое Ti_4Ni_2.

Установлено, что пластическое течение в слое Ti_4Ni_2 приводит к перераспределению напряжённо-деформированного состояния в подложке из никелида титана и оказывает влияние на механизмы зарождения и распространения фазовых превращений. Остаточная пластическая деформация, возникающая в слое Ti_4Ni_2 при активном растяжении или сжатии, способствует формированию после разгрузки остаточного мартенсита в никелиде титана, локализующегося вблизи границы раздела покрытия и подложки, а также вокруг зерна Ti_4Ni_2, расположенного в подложке.

При дальнейшем увеличении нагрузки начинается разрушение покрытия. В постановке задачи слой TiO рассматривался как упруго-хрупкий материал, разрушение которого наступает при достижении критического уровня напряжений. Для слоя Ti_4Ni_2 критерием

разрушения служило достижение критической интенсивности пластической деформации (рис. 2.).

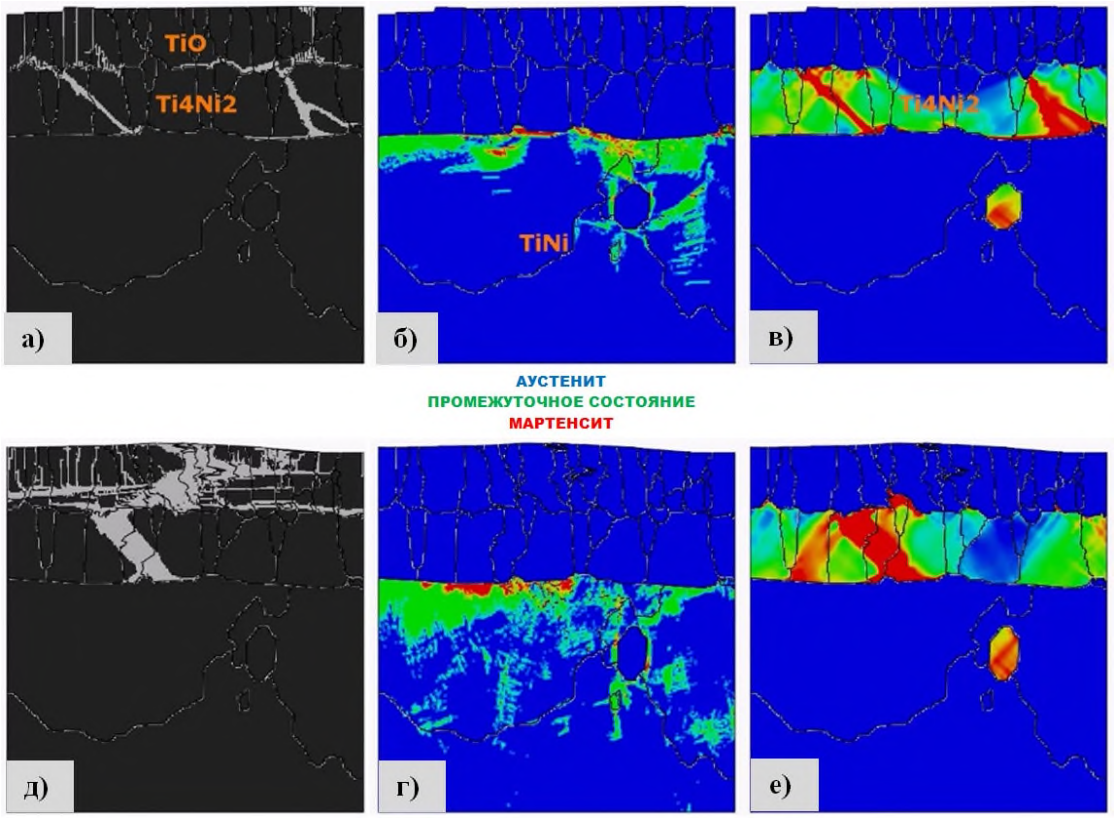


Рис. 2. Картины разрушения (а, г), фазового состояния (б, д) и пластической деформации (в, е) после разгрузки композита из состояний растяжения (а-в) и сжатия (г-е)

Установлено, что при сжатии трещины в слое покрытия TiO распространяются преимущественно вдоль направления приложения нагрузки, тогда как при растяжении – в направлении, перпендикулярном оси нагружения. Показано, что в условиях сжатия разрушение покрытия протекает более интенсивно, чем при растяжении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0003) и программы ТГУ Приоритет 2030.

1. Reaction synthesis of gradient coatings by annealing of three-layer Ti–Ni–Ti nanolaminate magnetron sputtered on the TiNi substrate / E.S. Marchenko, G.A. Baigonakova, K.M. Dubovikov, Yu.F. Yasenchuk, S.V. Gunther // Surfaces and Interfaces – 2021 – № 24. – P. 101111. – DOI:10.1016/j.surfin.2021.101111.
2. Вычислительная мезомеханика материалов на примере аддитивно изготовленного эвтектического алюминиево-кремниевого сплава / Р.Р. Балохонов, В.А. Романова, А.В. Землянов [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2025 – Т. 28, №4 – С. 21-40. – DOI: 10.55652/1683-805X_2025_28_4_21-40.
3. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. Двухуровневая конститутивная модель металла с комплексным учетом изменяющихся температурно-скоростных условий // Физическая мезомеханика. – 2024. – Т. 27, № 2. – С. 50-68. – DOI 10.55652/1683-805X_2024_27_2_50-68. – EDN AJGMZJ.

Деформация и разрушение марганцево-медных сплавов в процессе охлаждения при селективном лазерном сплавлении

[1,2]Балохонов Р.Р., [1,2]Романова В.А., [1,2]Балохонов В.Р., [3]Sun Liying
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, China

Эксперимент показывает [1], что при кристаллизации MnCu сплавов после аддитивного селективного лазерного сплавления на микроуровне образуется характерная ячеистая структура (рис. 1а). При этом в стенках ячеек повышена концентрация меди, а внутри ячеек марганца. В случае концентрации меди 25% стенки ячеек образуют непрерывный каркас (рис. 1б), а в случае 15% ячейки оборваны (рис. 1в). При моделировании рассмотрен предельный случай в предположении, что вся медь выделилась в стенки ячеек, объемная доля которых составляет 25% и 15%. Ручной графической обработкой пиксельной карты с последующей трансформацией в конечно-элементную воксельную сетку создана модельная структура сплава MnCu25% (рис. 1б), соответствующая экспериментально наблюдаемой. Модельная ячеистая структура с незамкнутым каркасом, характерным для сплава MnCu15% формировалась из структуры, показанной на рисунке 1б, путем удаления случайным образом выделенных участков стенок ячеек до тех пор, пока концентрация меди не достигнет 15 % (рис. 1в). Размеры воксельной сетки в направлениях X, Y и Z составляли 330, 330 и 4 конечных элементов, соответственно.

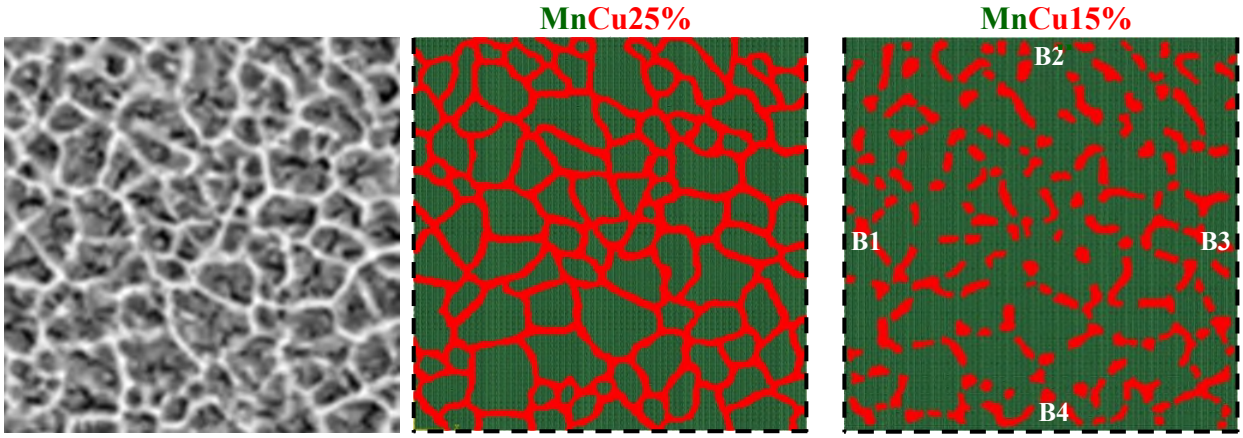


Рис. 1. Экспериментальная (а) и модельные ячеистые структуры марганцево-медных сплавов с непрерывным (б) и незамкнутым каркасом (в)

Медь и марганец имеют различные коэффициенты термического расширения. Поэтому в процессе остывания в ячеистых структурах будут возникать остаточные напряжения и деформации. Моделирование данного процесса проводилось с помощью пакета АБАКУС. Решалась динамическая трехмерная краевая задача об охлаждении представленных на рисунке 1 структур: одинаковая по всей расчетной области температура линейно уменьшалась от 540 °С до комнатной температуры.

В расчетах использовалось соотношение Дюамеля-Неймана

$$\dot{\sigma}_{ij} = -\dot{P}\delta_{ij} + \dot{S}_{ij} = K(\dot{\varepsilon}_{kk} - 3\alpha\dot{T})\delta_{ij} + 2\mu(\dot{\varepsilon}_{ij} - \dot{\varepsilon}_{kk}\delta_{ij}/3 - \dot{\varepsilon}^{p}_{ij}). \quad (1)$$

Локальные области материалов разрушаются при достижении критического значения интенсивности накопленной пластической деформации:

$$\varepsilon^{p}_{eq} = \varepsilon_{cr} \quad (2)$$

Процесс селективного лазерного плавления характеризуется высокими скоростями охлаждения при кристаллизации и создает стесненные условия деформирования материала внутри ванн расплава, которые моделировались граничными условиями симметрии на

поверхностях **B1**, **B3** и **B4**, отмеченных пунктирной линией на рисунке 1. Поверхности вычислительной области, перпендикулярные направлению Z, и **B2** свободны от нагрузок.

Распределения напряжений и деформаций при охлаждении структур представлены на рисунке 2. Показано, что сплав MnCu25% после полного охлаждения сохраняет структурную целостность и не разрушается (рис 2е). В сплаве MnCu15% оборванные стенки ячеек являются дефектами структуры, которые вызывают высокие концентрации напряжений в окружающем марганце и растрескивание при охлаждении (рис 2е).

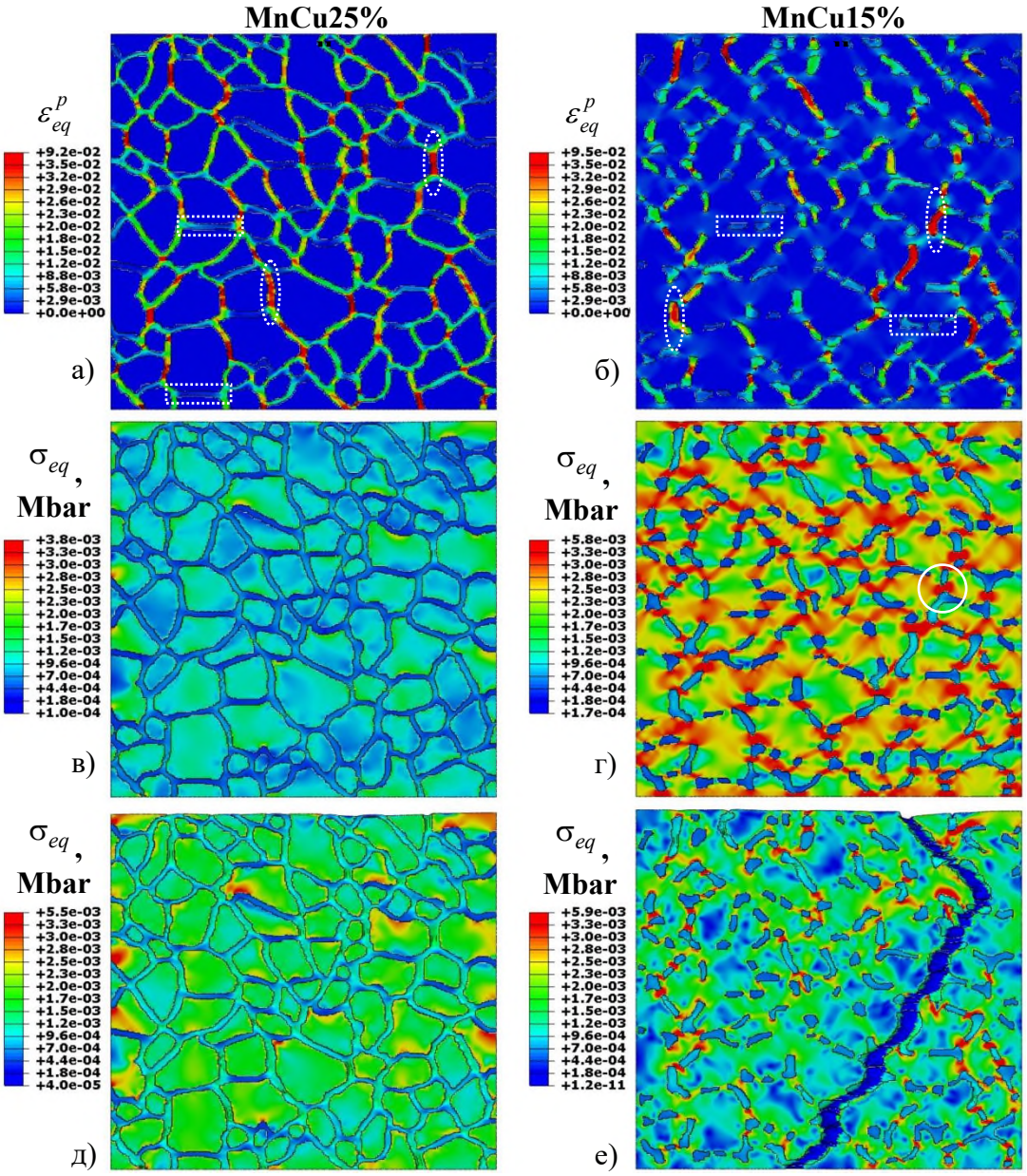


Рис. 2. Интенсивности пластических деформаций (а, б) и напряжений (в, г) при 380°C и интенсивность напряжений (д, е) после охлаждения ячеистых структур, показанных на Рис. 1 б и в, от 540°C до 23°C

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003, и программы ТГУ «Приоритет 20230».

1. Effective inhibition of hot cracking in Mn-Cu alloys manufactured by laser powder bed fusion / Liu Shuo, Wang Qingzhou, Liu Chunquan, Zhang Hua, Balokhonov R., Romanova V., Balokhonov V., Ji Puguang, Duishenaliev T.B., Saidov R.M., Yin Fuxing, Cong Daoyong, Qian Mingfang, Sun Liying // Materials Science and Engineering: A. – 2026. - V. 967 (2026) – 150385 – https://doi.org/10.1016/j.msea.2026.150385.

Комплексная методика оценки стадийности повреждения ПКМ на основе мультимодального анализа данных

Банников М.В., Аристова А.В., Соколов А.М.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Разработка эффективной методики неразрушающего контроля изделий из ПКМ требует понимания взаимосвязи между акустической эмиссией (АЭ), полями деформаций и структурными изменениями на разных стадиях нагружения. Цель работы — установление критериев стадийности поврежденности на основе комплексного анализа данных АЭ, цифровой корреляции изображений (DIC) и рентгеновской томографии в процессах квазистатического и циклического нагружений.

Квазистатическое испытание проводилось с постоянной скоростью 0,05 мм/с с контролем деформации. Стадийность квазистатического нагружения осуществлялась определением максимальной разрушающей нагрузки и остановкой испытаний на 85%, 75% и 55% от неё. Циклические испытания проводились с частотой 10 Гц с коэффициентом асимметрии цикла R=0,1. Стадийность циклической нагрузки осуществлялась остановкой испытаний при прохождении циклической нагрузки 1000, 10 000, 50 000 и 100 000 циклов. Параллельно регистрировались сигналы АЭ, поля смещений (метод DIC) и проводилась томографический контроль на промежуточных этапах циклирования.

Установлено, что сигналы АЭ фиксируются уже в упругой области и их амплитудно-частотные характеристики связаны с такими механизмами повреждения как разрыв волокон, разрушение матрицы и расслоение. На основе данных DIC в области максимальных деформаций (вблизи концентратора напряжений в виде отверстия) были построены фазовые портреты (скорость деформации от деформации), которые для образцов на критической стадии можно разделить на две отдельные составляющие, каждая из которых связана с различным динамическим аттрактором. Первый, высококонцентрированный и стабильный аттрактор, предполагается [1], обозначает режим локализованного распространения основной трещины. Второй, проявляющийся в виде случайного облака точек, может соответствовать автомодельному решению, описывающему сингулярную временную кинетику зарождения трещины. Томографические данные свидетельствуют, что накопление повреждений при циклическом нагружении носит неравномерный характер: преимущественный рост пор происходит в областях их скопления, сопровождается слиянием и разворотом вдоль оси нагружения, что особенно выражено на предразрушающих стадиях.

На основе сопоставления данных АЭ, DIC и результатов рентгеновской томографии разрабатывается методика идентификации критических стадий поврежденности. Ключевым критерием предлагается переход фазового портрета деформационного поля к образованию второго аттрактора в сочетании с превышением пороговых значений амплитуд и энергий сигналов АЭ. Предлагаемый подход ориентирован на серийные испытания с минимальным числом каналов регистрации, что позволит сократить время контроля без потери информативности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01424, https://rscf.ru/project/25-29-01424/.

1. Experimental field analysis of damage-failure transition in composite material with a stress concentrator under cyclic loading (application of DIC and X-ray tomography techniques) / M. Bannikov, Y. Bayandin, A. Nikityuk et al. // Fracture and Structural Integrity. – 2025. – Vol. 20, No. 75. – P. 238-249. – DOI:10.3221/IGF-ESIS.75.17.

Механические свойства и триботехнические характеристики медноматричного композита, армированного TiC–Ti

[1]Биргкаем А.А., [1,2]Буяков А.С., [1]Бурлаченко А.Г., [1,2]Мировой Ю.А., [1]Абдульменова Е.В., [1]Шмаков В.В., [1]Круковский К.В., [1,2]Буякова С.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Надежность фрикционной тормозной системы является критическим фактором безопасности высокоскоростного железнодорожного транспорта. Золотым стандартом для фрикционных тормозных колодок являются металломатричные композиты (ММК) на основе меди с различными функциональными добавками. Ключевой задачей является выбор армирующих включений, которые должны обеспечивать высокую прочность, износостойкость и термическую стабильность, формируя при этом прочную связь с матрицей. В качестве армирующего компонента часто рассматривают керамический карбид титана (TiC), однако его введение в металлическую матрицу затруднено из-за низкой смачиваемости и слабой адгезии на границе раздела. Использование композиционных включений TiC–Ti может решить эту проблему за счет формирования соединений на границе раздела, повышающих прочность связи. Целью работы являлось исследование влияния состава на механические и эксплуатационные характеристики медноматричного композита для триботехнических приложений, армированного композиционными включениями TiC–Ti.

Композиты системы Cu–Fe–FeCr–MoS_2–C получали методом спекания порошковых смесей под давлением. Структуру и фазовый состав исследовали с помощью растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Трибологические испытания проводили на машине трения скольжения «УМТ-1» («Точприбор», Россия).

Исследована микроструктура, фазовый состав и трибологические характеристики медноматричных композитов, армированных включениями TiC–Ti (содержание включений составляло 3, 5, 7, 9 и 11 об. %), размер которых составлял от 100 до 140 мкм и от 140 до 200 мкм. Относительная плотность всех исследуемых композитов составляла не менее 98,4 %. Введение включений TiC–Ti значительно повышает твердость композита. Максимальная твердость (15 HBW) достигается при содержании 11 об. % TiC–Ti, что более чем на 40 % выше, чем у неармированной матрицы.

Исследование трибологических характеристик выявило, что армирование композита включениями TiC–Ti приводит к кратному снижению интенсивности изнашивания при сухом трении скольжения, минимальная величина которой достигается при содержании TiC–Ti 7 об. %, независимо от величины включений, однако, дальнейшее увеличение содержания TiC–Ti, наоборот, приводит к росту изнашивания композитов. Для композитов с размером включений 100-140 мкм коэффициент трения увеличивается с ростом их содержания, достигая максимального значения 0,36 ± 0,03 при 11 об. %. Для более крупных включений (140-200 мкм) максимум коэффициента трения (0,36 ± 0,01) наблюдается уже при 7 об. %, после чего снижается.

Таким образом, показано, что введение композиционных включений TiC–Ti в медноматричный композит является эффективным способом повышения его твердости и износостойкости. Оптимальное содержание включений, обеспечивающее наилучшие триботехнические свойства, составляет 7 об. % независимо от их размера. При превышении этого порога наблюдается ухудшение свойств из-за снижения прочности связи на границе раздела матрица-включение и абразивного воздействия вырванных частиц. Увеличение размера включений также способствует снижению износостойкости, что связано с большей площадью границы раздела и, как следствие, большим количеством дефектов на ней.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0002 «Развитие концепции управления структурно-фазовой адаптацией к внешним экстремальным термическим и механическим воздействиям металлических и керамических материалов».

Формирование коррозионностойких МДО-покрытий на алюминиевых сплавах для эксплуатации в морском климате

Бутягин П.И., Арбузова С.С, Большанин А.В.
Общество с ограниченной ответственностью «МАНЭЛ», Томск

Продление ресурса конструкционных металлических материалов и снижение издержек на их обслуживание в агрессивных средах является приоритетной задачей для авиастроения, химической и нефтехимической отраслей. Среди современных высокоэффективных способов защиты вентильных металлов и их сплавов выделяется метод микродугового оксидирования (МДО). Данная технология, обладая экологическими и технологическими преимуществами перед классической гальваникой, позволяет формировать гетерофазные слои за счет инициирования высокотемпературных микроплазменных разрядов на границе раздела «металл–электролит». Настоящее исследование базируется на многолетнем научно-производственном опыте ООО «МАНЭЛ» в области генерации функциональных МДО-покрытий.

В работе исследовались защитные свойства МДО-покрытий, сформированных на алюминиевых сплавах систем Al-Cu-Mg (Д16) и Al-Mg (АМг). Топология, морфология и распределение пор по размерам (в диапазоне от 200 нм до 20 мкм) изучались методами растровой электронной микроскопии на двухлучевом комплексе Quanta 200 3D. Испытания на коррозионное воздействие осуществлялись в камере соляного тумана Ascott 425 под действием переменных положительных температур (35-55°C), а также циклических воздействий соляного тумана, влаги и оценке этого воздействия на физико-механические показатели покрытия (толщина покрытия, адгезионная прочность, изменение цвета).

Установлено, что ключевыми факторами, определяющими противокоррозионный потенциал МДО-покрытий, являются их толщина и параметры пористости, варьируемые за счет изменения электрических параметров МДО - процесса. Максимальная барьерная защита достигается при минимизации плотности пор на внешней поверхности и увеличении общей толщины оксидного слоя. Экспериментально подтверждена высокая эффективность разработанных режимов даже при обработке склонного к питтинговой коррозии сплава Д16.

Для эксплуатации изделий в экстремально агрессивных климатических зонах предложен комбинированный метод защиты, включающий обработку пор полимерными и гидрофобными агентами (фторопластовые композиции, органосиликатные лаки), изолирующими подложку от диффузии ионов хлора.

В ходе работы установлена устойчивая корреляционная зависимость в системе «параметры МДО-процесса — структурные характеристики МДО - покрытия — коррозионная стойкость изделия». Разработанные режимы МДО рекомендованы для защиты узлов трения и конструкционных элементов, работающих в условиях морского климата.

Создание структурных предпосылок торможения и самозалечивания эксплуатационных трещин в магнезиальных огнеупорах

[1,2]Буяков А.С., [1]Лукьянец М.П., [1]Шмаков В.В., [1]Бурлаченко А.Г., [1,2]Мировой Ю.А., [2]Киблер А.Д., [1,2]Буякова С.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Томский политехнический университет, Томск

Оксид магния (периклаз, MgO) – керамический материал, обладающий высокой температурой плавления, порядка 2800 ºС, и высокой огнеупорностью – способностью сохранять структурную целостность, высокую прочность и устойчивость к коррозии и химическую инертность при температурах свыше 1500 ºС. Периклаз является основой большого числа огнеупорных материалов, применяемых в футеровке доменных печей, сталеразливочных ковшей, вращающихся цементных печей и др. Однако, несмотря на выдающиеся эксплуатационные характеристики магнезиальных огнеупоров им присущи характерные для керамик хрупкость и низкая устойчивость к зарождению и развитию трещин. Часто, конструкция высокотемпературного агрегата не позволяет осуществлять замену отдельных поврежденных огнеупоров, и, при невозможности осуществления торкретного ремонта, возникает необходимость полной замены футеровки, сопряженная с длительным выводом агрегата из технологического цикла.

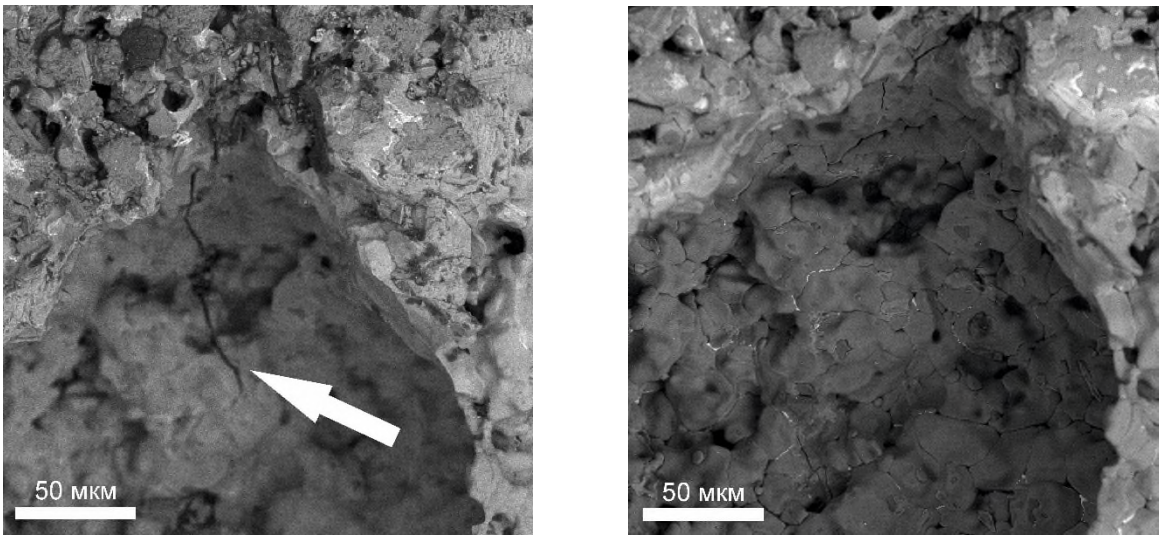
Актуальной задачей науки о материалах в области керамик и керамических композитов является разработка и исследование подходов к увеличению их трещиностойкости, в том числе за счет формирования структур, обеспечивающих диссипацию энергии распространяющейся трещины [1]. Непрямым подходом к увеличению устойчивости к развитию трещин керамических композиционных материалов является создание условий к реализации механизма самозалечивания эксплуатационных дефектов за счет формирования новых соединений, обладающих меньшей, по сравнению с матрицей, вязкостью, и заполняющих трещину. Формирование новых фаз происходит за счет химико-реакционного взаимодействия компонентов композита, изолированных в матрице, с кислородом, по мере развития и раскрытия трещины [2].

Целью настоящей работы является исследование влияния введения включений на основе карбида кремния (SiC) и MgO на характер развития трещин в пористой MgO–матрице. Включения MgO–SiC были получены методом распылительной сушки гранул на основе порошка SiC и покрытия их смесью порошка MgO и органического связующего, обеспечивая структуру SiC–ядро, MgO–оболочка, с последующим спеканием в вакууме. Исследуемые композиты были получены холодным одноосным прессованием порошковой смеси MgO и композиционных включений с последующим спеканием при 1600 ºС в воздушной печи. Зарождение трещин обеспечивалось приложением радиальной нагрузки к образцам в форме цилиндров до возникновения областей разгрузки на деформационных кривых, характерных для пористых керамик, деформация которых сопровождается формированием множества микротрещин задолго до полного разрушения. После зарождения трещин образцы подвергались отжигу в воздушной печи при 1550 ºС.

Полученные композиты обладали стохастической связной пористостью порядка 28 %. Исследование внутренней структуры показало, что композиционные включения, находившиеся в матрице на удалении от поверхностей композита более 500 мкм сохранили исходный фазовый состав после спекания. В то же время во включениях, расположенных на более близком расстоянии к поверхности образца, взаимодействие с кислородом, проникающим через поровые каналы, привело к окислению SiC и формированию SiO_2, а последующее его взаимодействие с MgO – к образованию Mg_2SiO_4 и $MgSiO_3$. Образование последних сопровождалось локальным увеличением относительной плотности и в спеченном композите имело вид поры, унаследовавшей морфологию композиционного включения MgO–SiC, окруженной плотной оболочкой, представленной силикатами магния.

Обнаружено, что отжиг спеченных образцов приводит к формированию обособленной

зеренной структуры силикатов магния, и залечиванию присутствовавших до отжига микротрещин (рис. 1).



а б

Рис. 1. Микротрещина внутри поры, образованной при окислении макровключения на основе SiC и формировании Mg_2SiO_4 и $MgSiO_3$ (а); залеченная микротрещина после отжига композита на воздухе при 1550 ºС (б)

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-79-10078, https://rscf.ru/project/26-79-10078/.

1. Toughening of ceramics and ceramic composites through microstructure engineering: A review / O. Gavalda-Diaz, E. Saiz, J. Chevalier, F. Bouville// Int. Mat. Rev. – 2025. – Vol. 70. – №. 1. – P. 3–30. – DOI: 10.1177/09506608241308337.
2. Buyakov A., Shmakov V., Buyakova S. Dual composite architectonics: Fracture toughness and self-healing of ZrB2–SiC–TaB2 based UHTC //Ceramics International. – 2023. – Vol. 49. – №. 9. – P. 13648-13656. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.12.241.

Температурная эволюция и спинодальный распад сплава $Fe_{66}Ga_{34}$

[1]Вершинина Т.Н., [2]Головин И.С., [1]Балагуров А.М.
[1]Объединенный институт ядерных исследований, Дубна
[2]Университет науки и технологий МИСИС, Москва

Отличительной особенностью сплавов Fe–*x*Ga является их “гигантская” магнитострикция насыщения с двумя максимумами при $x \approx 19$ и 27 ат.%, в которых константа магнитострикции достигает величины ~400 ppm. Если природа первого максимума в значительной степени установлена, то происхождение второго остаётся предметом активного научного обсуждения. В настоящее время ни один структурный элемент или их комбинация не могут быть однозначно признаны причиной его формирования.

В работе [1] установлено, что в литом сплаве Fe–27Ga присутствует ω-подобная фаза, обозначенная авторами как X-фаза. Детальный анализ дифракционных электронных и синхротронных данных, выполненный в [2], показал, что X-фаза соответствует интерметаллиду $Fe_{13}Ga_9$. В этой же работе показано, что ω-подобные фазы, наблюдавшиеся в работах [3, 4] в сплавах с составами близкими $Fe_{73}Ga_{27}$ в закалённом и последующем отожжённом состояниях, также могут быть идентифицированы как $Fe_{13}Ga_9$. Можно предполагать, что выделение в сплавах Fe–Ga с содержанием галлия >27 ат.% интерметаллидной фазы $Fe_{13}Ga_9$ оказывает отрицательное влияние на их магнитострикционные свойства.

Методом просвечивающей электронной микроскопии в работе [4] установлено, что формирование ω-подобной фазы происходит по механизму спинодального распада. Аналогичный вывод был сделан в нашей работе [5], где предложен механизм, объясняющий резкое увеличение объёмной доли метастабильного интерметаллида $Fe_{13}Ga_9$ при ~400 °C в процессе непрерывного нагрева сплавов с высоким содержанием галлия (31–35 ат.%). Таким образом, возникла необходимость в дополнительном экспериментальном подтверждении указанных представлений.

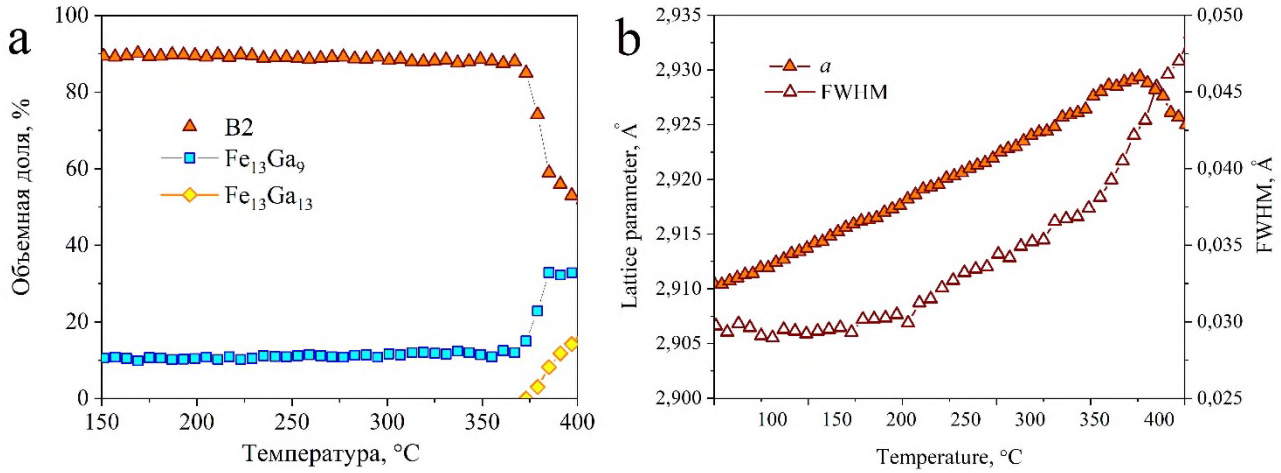


Рис. 1. Эволюция фазового состава закаленного от 900 °C сплава $Fe_{66}Ga_{34}$ (а), параметра решётки B2-фазы и полной ширина на половине высоты (FWHM) пика (200) (б) при нагреве до 420 °C со скоростью 2 °C/мин

Далее представлены *in situ* исследования сплава $Fe_{66}Ga_{34}$, выполненные с использованием дифракции нейтронов на Фурье-дифрактометре высокого разрешения (ФДВР, ИБР-2). Особенностью ФДВР является возможность работы в двух модах: высокого разрешения ($\Delta d/d \approx 0.0015$) и ~~режиме~~ высокой интенсивности ($\Delta d/d \approx 0.015$). В результате закалки сплава $Fe_{66}Ga_{34}$ от 900 °C была сформирована двухфазная структура, состоящая из 90% B2-фазы и 10% фазы $Fe_{13}Ga_9$, что подтвердило измерение дифракционного спектра высокого разрешения. Затем измерения спектров проводились в моде высокой интенсивности (полный спектр за 1 минуту) при непрерывном нагреве образца со скоростью 2 °C/мин до 420 °C.

В интервале 350–380 °C наблюдается резкое увеличение объёмной доли фазы $Fe_{13}Ga_9$ (рис. 1а), сопровождаемое уменьшением параметра решётки B2-фазы (рис. 1б). При температуре около 375 °C, кроме того, возникают дифракционные пики, принадлежащие структуре $Fe_{13}Ga_{13}$. Детальный анализ профилей дифракционных пиков показал, что при ~250 °C начинается увеличение ширины (FWHM) дифракционных пиков фазы B2. Предполагается, что это связано с процессом спинодального распада, поскольку в этом температурном интервале других изменений фазового состава не наблюдается. Далее FWHM выходит на плато примерно при 310 °C, после чего при ~350 °C вновь начинается ее резкое увеличение, что совпадает с началом формирования $Fe_{13}Ga_9$.

Для подтверждения протекания процесса спинодального распада в интервале 250-310 °C был проведён *in situ* эксперимент в моде высокого разрешения (рис. 2). Образец сплава $Fe_{66}Ga_{34}$ был нагрет со скоростью 10 °C/мин до 270 °C, после чего в течение 30 часов периодически измерялись дифракционные спектры высокого разрешения.

Как видно из рис. 2б, уже в процессе нагрева до заданной температуры по обе стороны от пика (200) сформировались сателлиты, соответствующие фазам на основе ОЦК решеток с пониженным (BCC_I) и повышенным (BCC_{II}) содержанием галлия соответственно. В дальнейшем по мере увеличения времени выдержки интенсивность сателлитов возрастает, что свидетельствует о дальнейшем развитии процесса спинодального распада.

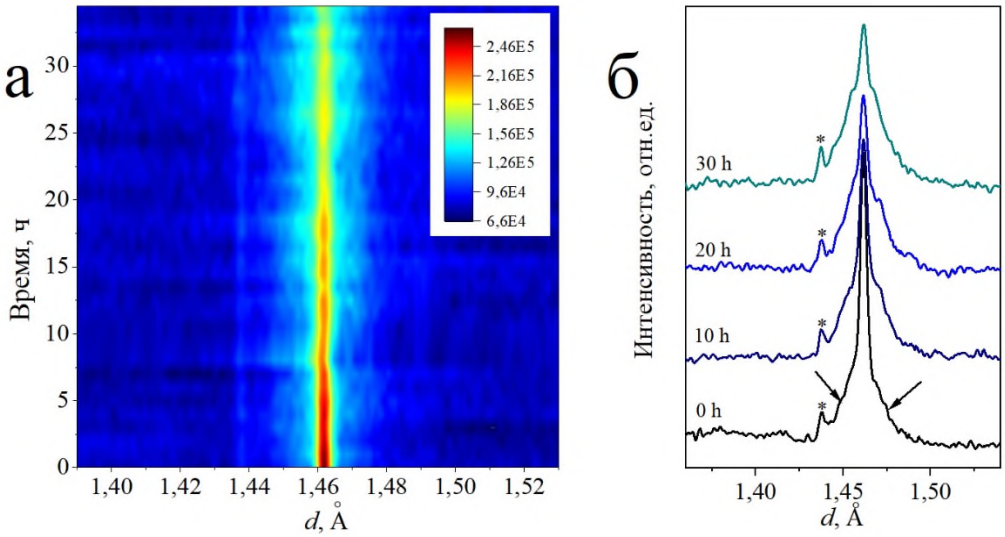


Рис. 2. 2D визуализация эволюции пика (200) B2-фазы сплава $Fe_{66}Ga_{34}$ в закалённом состоянии в ходе отжига при 270 °C (а), профили пика (200) B2-фазы, измеренные при различных температурах (б). Стрелками обозначены формирующиеся сателлиты. Пик, связанный с рассеянием нейтронов на элементах печи, отмечен символом (*)

Таким образом, экспериментально подтверждено, что в сплавах Fe–Ga реализуется процесс спинодального распада по схеме $BCC \rightarrow BCC_I + BCC_{II}$ с последующим превращением $BCC_{II} \rightarrow Fe_{13}Ga_9$.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 26-13-00152.

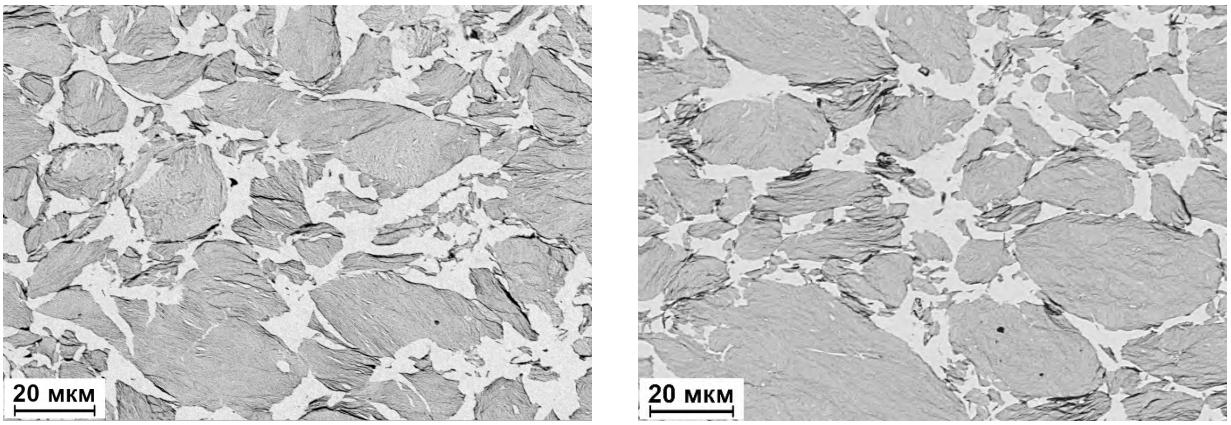
1. In-grain phase separation and structural ordering in Fe-Ga alloys seen from reciprocal space / A. M. Balagurov et. al. // Intermetallics. – 2021. – Vol. 128. – 107016. – DOI: 10.1016/j.intermet.2020.107016.
2. Leineweber A. Monoclinic ω-phase related $Fe_{13}Ga_9$ as precipitate in Fe-≈27 at%Ga Galfenol-type alloys // Materials Today Communications. – 2026. – Vol. 50. – 114105. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2025.114105.
3. Electron microscopic observation of omega-like phase in an Fe-26.9 at%Ga alloy / M. Nakagawa et.al. // Scripta Materialia. – 1987. – Vol. 21. – P. 461-464. – DOI: 10.1016/0036-9748(87)90181-5.
4. Atomic-scale insights into ω-variants in galfenol triggered by displacive-diffusive transformation / C. Guan et.al. // Materials Design. – 2021. – Vol. 205. – 109745. – DOI:10.1016/j.matdes.2021.109745.
5. Influence of initial state and heating rate on phase transformation in $Fe_{66}Ga_{34}$ alloy, T. N. Vershinina et.al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol.1039. – 182962. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.182962.

Структура и свойства композитов Cu-Ni-C(графит) и Cu-Ti-C(графит), полученных электроискровым спеканием

Видюк Т.М.
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Медно-графитовые композиты востребованы в приборостроении, электротехнике, машиностроении, поскольку демонстритуют отличные трибологические свойства, а также обладают высокой электропроводностью [1]. Однако при формировании композитов с медной матрицей и включениями графита существует проблема низкой адгезии компонентов, обусловленная отсутствием взаимной растворимости и химических взаимодействий в системе Cu-C. Получение композитов медь-графит жидкофазными методами затруднено за счет критически слабого смачивания графита медью. При формировании таких композитов методами порошковой металлургии, низкая адгезия компонентов приводит к расслоению и растрескиванию сформированного материала. В данной работе предлагается подход, предполагающий добавление в порошковую смесь компонентов, улучшающих смачивание графита медью – никеля и титана. В системе Cu-Ni-C никель с медью образует непрерывный ряд твердых растворов, однако не является карбидообразующим элементом. В системе Cu-Ti-C образуется термодинамически устойчивая фаза карбида титана, а также формируются твердые растворы Cu-Ti. Подготовка порошковых смесей осуществляется путем механической обработки (МО) в высокоэнергетической шаровой мельнице. МО позволяет формировать композиционные частицы, представляющие собой агломераты, в которых все компоненты смеси равномерно распределены. Кроме того, МО исключает проблему слабого смачивания компонентов. Частицы-агломераты, получаемые в ходе МО, являются наноструктурированными, что открывает перспективы для получения на их основе материалов с повышенными механическими свойствами. Для формирования спеченных материалов из мехобработанных порошковых смесей применяли метод электроискрового спекания (ЭИС), в котором для нагрева образца используется импульсный электрический ток. Преимуществом данного метода является возможность сохранения особенностей структуры порошкового материала за счет малых времен выдержки.

На рис. 1 показана микроструктура композитов Cu-Ni-C(графит) и Cu-Ti-C(графит), полученных ЭИС при температуре 980°C. Структура полученных материалов неоднородна. Различимы более темные области, которые имеют высокое содержание углерода. Также видны более светлые области, обогащенные медью. Возможной причиной формирования такой структуры является воздействие электрического тока на спекаемый материал, которое приводит к перегреву областей межчастичных контактов и образованию расплава [2]. Кроме того, слабое взаимодействие и отсутствие растворимости углерода в меди при условии высокого содержания углерода (до 30 об.%), может приводить к высвобождению меди и образованию областей, свободных от углеродных включений. Также в литературе имеются данные о снижении температуры плавления пересыщенных твердых растворов металл-углерод [3]. При высокоэнергетической обработке в мельнице возможно механическое внедрение углерода в медь и формирование высокодефектных структур, поведение которых при нагревании может быть схоже с поведением жидкостей. Кроме того, на рентгенограммах спеченных композитов присутствовали только рефлексы меди. Рефлексы графита отсутствовали, несмотря на его высокое содержание в образцах. Предположительно, углерод распределен в спеченных образцах в виде слоев нанометровой толщины либо находится в виде аморфных включений.



а б

Рис. 1. Микроструктура композитов, полученных электроискровым из механически обработанных порошковых смесей Cu-Ni-C(графит) (а) и Cu-Ti-C(графит) (б)

Были определены твердость, элекропроводность и трибологические свойства полученных композитов Cu-Ni-C(графит) и Cu-Ti-C(графит). Твердость всех полученных композитов превышала как твердость меди, так и твердость графита и составляла более 100 HV_1. Наибольшей электропроводностью (25% от электропроводности меди) обладали композиты, содержащие титан. Добавление никеля привело к снижению электропроводности, что обусловлено формированием твердых растворов Cu(Ni). Коэффициенты трения композитов в паре с твердосплавным контртелом составили 1,5 – 2. Несмотря на низкие коэффициенты трения, все образцы показали более низкую износостойкость по сравнению со спеченной медью. Возможной причиной такого поведения при сухом трении может быть высокая остаточная пористость, которая характерна для всех полученных композиционных материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-00253, https://rscf.ru/project/25-79-00253/.

1. Zou J., Wei H., Xiao C. Effect of Sintering Temperature and Hydrophobic Treatment on the Microstructure and Properties of Copper-Graphite Composites // J. Wuhan Univ. Technol.-Mat. Sci. Edit. – 2022. – Vol. 37. – P. 305–313. – DOI:doi.org/10.1007/s11595-022-2532-0

2. Athermal and thermal mechanisms of sintering at high heating rates in the presence and absence of an externally applied field / T.B. Holland, T.B. Tran, D.V. Quach, U. Anselmi-Tamburini, J.R. Groza, A. Mukherjee // J. Eur. Ceram. Soc. – 2012. – Vol. 32, № 14. – P. 3675–3683. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2012.05.027.

3. Krivoruchko O.P., Zaikovskii V.I. A new phenomenon involving the formation of liquid mobile metal–carbon particles in the low-temperature catalytic graphitisation of amorphous carbon by metallic Fe, Co and Ni // Mendeleev Commun. – 1998. – Vol. 8, № 3. – P. 97–99.

Локальное легирование низкоуглеродистой стали карбидом вольфрама при электродуговом аддитивном производстве

Власов И.В., Крылова Т.А., Гордиенко А.И., Семенчук В.М., Мейснер С.Н., Шмаков В.В., Буякова С.П.

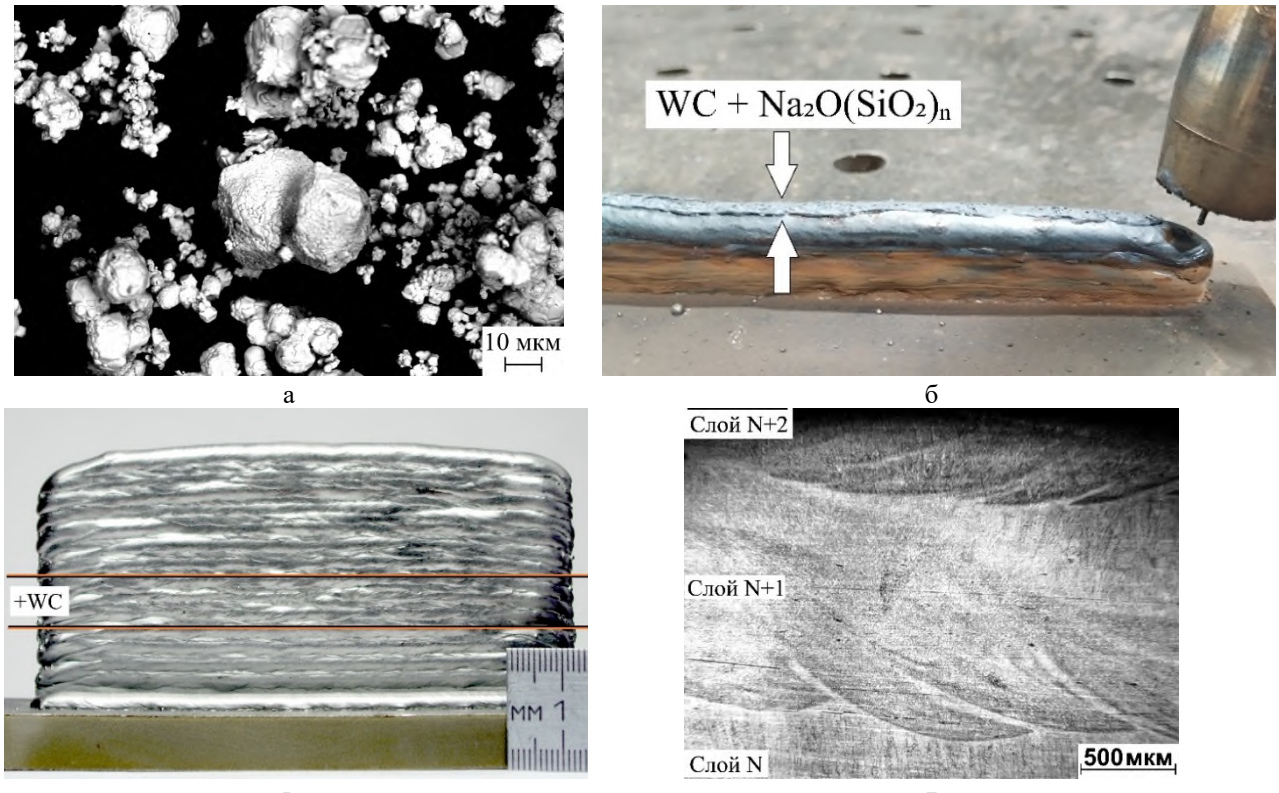
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский научный центр СО РАН, Томск

Технология wire arc additive manufacturing (WAAM) является одним из наиболее производительных методов аддитивного изготовления металлических изделий [1]. Однако химический состав наплавляемого материала в большинстве случаев определяется составом сварочной проволоки, что ограничивает возможности локального управления структурой и свойствами изделия. Одним из перспективных направлений является введение легирующих компонентов непосредственно в процессе выращивания детали [2]. Для этого используют порошковые проволоки, позволяющие управлять фазовым составом, структурой и свойствами наплавленного материала, однако их изготовление требует дополнительных технологических операций и значительных затрат [3].

В настоящей работе исследована возможность локального легирования низкоуглеродистой стали ER70S-6 карбидом вольфрама (WC) при WAAM с помощью шликера. В отличие от порошковой проволоки и технологий с подачей порошка в зону дуги, предложенный подход не требует применения специальных систем транспортировки порошка, обеспечивает высокий коэффициент использования порошка и может быть реализован на стандартном оборудовании для дугового аддитивного производства.

Модельные стенки высотой 30 слоёв изготавливались методом WAAM с использованием роботизированного комплекса на базе процесса GMAW. Для легирования использовали шликер на основе порошка WC с размером частиц 1–5 мкм (рис. 1а) и связующего. Шликер наносили на поверхность ранее сформированных слоёв перед наплавкой последующего слоя (рис. 1б, в). При повторном переплавлении предыдущего слоя частицы карбида вольфрама вовлекались в сварочную ванну и растворялись.



а б в г

Рис. 1. Порошок карбида вольфрама (а), нанесение шликера на поверхность наплавленного слоя (б), внешний вид изготовленной стенки (в), микроструктура модифицированных слоёв в продольном сечении стенки (г)

Рентгенофазовый анализ показал, что металл, полученный без применения шликера, содержал преимущественно α-Fe. После введения WC в дифрактограммах дополнительно наблюдались слабые рефлексы карбидных фаз, предположительно Fe_6W_6C и FeW_3C. Отсутствие интенсивных рефлексов карбида вольфрама свидетельствует о преимущественном растворении порошка в сварочной ванне.

Микроструктурные исследования показали, что исходный металл характеризуется феррито-перлитной структурой. После введения карбида вольфрама в модифицированных слоях формировалась бейнитная структура с дисперсными карбидными выделениями. Согласно данным энергодисперсионного анализа содержание вольфрама в объёме модифицированных слоёв составляло около 2,5–3,5 ат. %. При этом распределение легирующих элементов было неоднородным (рис. 1, г).

В отдельных локальных областях наблюдались повышенные концентрации вольфрама, обусловленные неполным растворением агломератов WC. Вблизи таких участков формировались карбидсодержащие эвтектические структуры и области с мартенситной морфологией. Концентрация вольфрама в подобных локальных областях достигала 9–13 ат. %, а в частично нерастворившихся частицах — более 70 ат. %. Полученные результаты свидетельствуют о том, что использованная концентрация порошка в шликере является избыточной и требует дальнейшей оптимизации.

Введение WC оказало существенное влияние на механические свойства материала. Средняя микротвёрдость наплавленного металла увеличилась с 1,63 ± 0,10 ГПа до 2,75 ± 0,67 ГПа. В переходных областях, расположенных рядом с зонами повышенной концентрации легирующих элементов, микротвёрдость достигала 4–5 ГПа, а максимальные значения порядка 7 ГПа были зарегистрированы в областях, содержащих частично нерастворившиеся частицы карбида вольфрама.

Показано, что использование межслойного шликера на основе карбида вольфрама позволяет осуществлять локальное легирование низкоуглеродистой стали непосредственно в процессе WAAM и получать модифицированные области с повышенной твёрдостью и изменённой микроструктурой. Разработанный подход представляет интерес для создания функционально-градиентных изделий и локального управления свойствами аддитивно изготовленных конструкций.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0002.

1. A review of WAAM for steel construction – Manufacturing, material and geometric properties, design, and future directions / S.I. Evans, J. Wang, J. Qin, Y. He, P. Shepherd, J. Ding // Struct. – 2022. – Vol. 44. – P. 1506–1522. – DOI: 10.1016/j.istruc.2022.08.084.

2. In-situ strengthening of a high strength low alloy steel during wire and arc additive manufacturing (WAAM) / T.A. Rodrigues, V.R. Duarte, D. Tomás, J.A. Avila, J.D. Escobar, E. Rossinyol, N. Schell, T.G. Santos, J.P. Oliveira // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 34. – Article 101200. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101200.

3. A critical overview of welding and directed energy deposition with flux-cored wires / Q. Liu, H. Mi, L. Feng, W. Guo, B. He // J. Manuf. Process. – 2025. – Vol. 142. – P. 231–268. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2025.03.097.

Закономерности эволюции остаточных напряжений при термомеханическом нагружении металлокерамических композитов и покрытий

[1,2]Гатиятуллина Д.Д., [1]Землянов А.В., [1,2]Балохонов Р.Р.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Металлокерамические композиты и покрытия, обладающие высокими удельной прочностью, износостойкостью и долговечностью, широко используются в различных отраслях промышленности [1]. Композиционные материалы обладают существенной структурной неоднородностью, которая обусловлена наличием криволинейных границ раздела («покрытие-подложка», «матрица-частицы»), а также разницей механических и термических свойств компонентов (упругие модули, пределы прочности, коэффициенты теплового расширения и др.). Вблизи неоднородных границ раздела возникают концентрации напряжений, которые приводят к зарождению трещин в частицах и локализации пластической деформации в матрице, что является причиной преждевременной потери прочности изделия [2]. Наряду с экспериментальными исследованиями важную роль играет разработка численных моделей композитов с явным учетом границ раздела различных масштабов. Применение иерархических моделей позволяет анализировать процессы возникновения и эволюции локальных концентраций напряжений в объеме материала при нагружении, что в эксперименте затруднительно, а во многих случаях невозможно реализовать [3].

Проведено численное исследование термомеханического поведения алюминиевого образца с композитным покрытием Al6061-TiC. Выявлены закономерности возникновения концентрации напряжений и локализации пластической деформации при сжатии. На основе экспериментального изображения поперечного сечения образца создана модельная структура композиционного материала с покрытием. Сложная структура материала с дисперсно-упрочненным металлокерамическим покрытием учитывается в расчетах явно. Краевые задачи о термомеханическом нагружении материала с покрытием решаются в динамической постановке методом конечных элементов. Для описания термомеханической реакции алюминия в матрице композитного покрытия и подложке используются изотропные упругопластические модели, а для керамических частиц – упруго-хрупкие модели с разрушением. Чтобы учесть остаточные напряжения, вызванные охлаждением материала с покрытием после его изготовления, используются соотношения Дюамеля-Неймана. Для моделирования зарождения и распространения трещин в керамических частицах используется энергетический критерий разрушения в терминах интенсивности напряжений, который учитывает вид локального напряженного состояния в материале. Проведены расчеты сжатия материалов с композитным покрытием как с учетом, так и без учета остаточных напряжений. Установлено, что остаточные напряжения отрицательно влияют на прочность материала с композиционным покрытием, так как вызывают появление нескольких магистральных трещин в покрытии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003 и программы ТГУ Приоритет 2030.

1. Recent Progress in Aluminum Metal Matrix Composites: A Review on Processing, Mechanical and Wear Properties / P. Samal, P.R. Vundavilli, A. Meher, M.M. Mahapatra // J. Manuf. Process. – 2020. – Vol. 59. – P. 131–152. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.09.010.

2. Strategies and outlook on metal matrix composites produced using laser powder bed fusion: A review / M.-K. Kim, Y. Fang, J. Kim, T. Kim, Y. Zhang, W. Jeong, J. Suhr // Metals. – 2023. – Vol. 13. – P. 1658. – DOI: 10.3390/met13101658.

3. Вычислительная мезомеханика материалов на примере аддитивно изготовленного эвтектического алюминиево-кремниевого сплава / Р.Р. Балохонов, В.А. Романова, А.В. Землянов [и др.] // Физ. мезомех. – 2025. – Т. 28, № S4. – С. 21–40. – DOI 10.55652/1683-805X_2025_28_4_21-40.

Многоуровневые конститутивные модели для описания деформирования многофазных стального сплава: применение прямого подхода

Грибов Д.С., Трусов П.В.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Дуплексные стали представляют собой класс аустенитно-ферритных нержавеющих сталей, структура которых образована приблизительно равными долями зерен двух фаз: аустенита с ГЦК-решёткой (γ-фаза) и феррита с ОЦК-решёткой (α-фаза). Такое двухфазное строение обеспечивает уникальное сочетание механических, термических и коррозионных свойств, что обусловливает их широкое применение в нефтехимической, энергетической и транспортной отраслях промышленности. Однако сложный характер поведения этих материалов при термомеханической обработке, обусловленный различием физических механизмов деформирования в фазах, а также образованием вторичных интерметаллидных фаз (σ и χ) при определённых температурных режимах, требует применения физически обоснованных математических моделей для прогнозирования их отклика и оптимизации технологических процессов.

В современном материаловедении и механике деформируемого твердого тела общепризнанным является факт определяющего влияния на поведение материалов их мезо- и микроструктуры [1, 2]. Макрофеноменологические определяющие соотношения, основанные на обработке натурных испытаний макрообразцов, обладают низкой универсальностью и не учитывают эволюцию структуры материала в ходе обработки. В связи с этим в последние десятилетия всё большую распространённость получают многоуровневые физически-ориентированные конститутивные модели (КМ), в которых внутренние переменные имеют чёткий физический смысл и описывают эволюцию строения материала на различных структурно-масштабных уровнях [3, 4]. Данный класс моделей обладает значительной универсальностью, поскольку физические механизмы неупругого деформирования и их носители являются аналогичными для широких классов металлов и сплавов.

В работе представлена прямая трехуровневая физически-ориентированная КМ для описания деформирования многофазных поликристаллических материалов на примере дуплексных сталей (марок 02Х25Н7М3, 02Х25Н7М4). Структура модели включает макроуровень (представительный макрообъём), мезоуровень-1 (кристаллиты феррита с ОЦК-решёткой и аустенита с ГЦК-решёткой, рассматриваемые в терминах термомеханических переменных) и мезоуровень-2 (описание поведения в терминах плотностей и скоростей движения краевых дислокаций по системам скольжения) [5]. На мезоуровне-2 учитываются генерация и аннигиляция дислокаций, взаимодействие дислокаций различных систем скольжения, а также взаимодействие дислокационных потоков с границами зёрен и субзёрен [6]. В качестве основных параметров выступают плотности дислокаций и скорости их движения по каждой системе скольжения. Предложены эволюционные уравнения для определения изменения плотностей дислокаций (учитывающие генерацию, аннигиляцию и потоки дислокаций через границы кристаллитов), а также плотностей барьеров различной природы, входящие в соотношения для расчета критических сдвиговых напряжений.

Ключевой особенностью деформирования ГЦК-кристаллитов аустенитной фазы является их низкая энергия дефекта упаковки, что предопределяет склонность к расщеплению полных дислокаций на частичные. В разработанной модели это учитывается через явное описание образования дислокационных барьеров — в частности, барьеров Ломера–Коттрелла и Хирта [7]. Формирование указанных барьеров приводит к дополнительному упрочнению, зависящему не только от скалярной плотности дислокаций и взаимной ориентации систем скольжения, но и от взаимодействия расщепленных дислокаций. Скольжение в ОЦК-решётке реализуется по системам скольжения типа <111>{110} и <111>{112}. Модель явным образом учитывает плотности дислокаций на каждой системе, что обеспечивает анизотропию упрочнения и позволяет описывать характерные для ОЦК-сплавов эффекты, такие как смена плоскостей скольжения при изменении направления деформирования и упрочнении [4, 6].

Преимущество прямых моделей заключается в возможности описания взаимодействия соседних элементов исследуемого модельного тела, а также в естественной согласованности напряжений и деформаций, реализуемой в конечно-элементной модели. С использованием данных о зеренной структуре исследуемых дуплексных сталей строится геометрический образ поликристаллического представительного макрообъёма; каждое зерно аппроксимируется набором трёхмерных конечных элементов. Неупругое деформирование полагается осуществляемым движением краевых дислокаций по системам скольжения. По скоростям движения дислокаций с использованием уравнения Орована устанавливаются скорости сдвигов по системам скольжения. Градиенты скоростей перемещений для каждого кристаллита представляются суммой упругой и пластической составляющих; для учёта ротации кристаллитов используется кинематическое разложение движения на квазитвердое и деформационное.

Проведена серия численных экспериментов с использованием разработанной прямой модели для представительного макрообъёма дуплексной стали. Рассматривалось деформирование при одноосном растяжении и сжатии, а также при сложных траекториях нагружения. Расчёты выполнены при комнатной температуре, что позволило сфокусироваться на проверке адекватности базовых дислокационных механизмов и корректности описания упругопластического отклика для обеих фаз (ГЦК и ОЦК).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 25-19-00785).

1. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 5–22.
2. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plasticity. – 2010. – Vol. 26. – P. 1280–1309.
3. Roters F. Advanced material models for the crystal plasticity finite element method. – RWTH Aachen, 2011. – 226 p.
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.
5. Грибов Д.С., Трусов П.В. Дислокационно-ориентированная трехуровневая модель для описания деформирования поликристаллов // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т. 25, № 4. – С. 94–105.
6. Трусов П.В., Курмоярцева К.А., Грибов Д.С. Дислокационно-ориентированная конститутивная модель: описание влияния границ зерен на деформирование металлов // Физическая мезомеханика. – 2025. – Т. 28, спец. выпуск. – С. 106–124.
7. Грибов Д.С., Трусов П.В. Трехуровневая упруговязкопластическая модель: анализ влияния энергии дефекта упаковки на отклик материалов при сложном нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2020. – № 4. – С. 60–73.

Влияние модифицирования соединениями бора на структурообразование и свойства высокопористых волокнистых керамических материалов

Гришель О.В., Азаров С.М.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

Создание материалов с иерархически организованной структурой, обеспечивающей уникальное сочетание функциональных и механических свойств, является одной из ключевых задач современного материаловедения. Высокопористые волокнистые керамические материалы представляют собой пример природоподобной иерархической системы, где структурная организация прослеживается на нескольких масштабных уровнях: от наноразмерной кристаллической решётки фаз до макроскопического фильтрующего элемента [1, 2]. Однако ключевая проблема таких материалов – отсутствие прочных межволоконных связей при сохранении высокой пористости. Традиционные методы твердофазного спекания требуют высоких температур (>1400 °C), что приводит к деградации волокон и потере волокнистой морфологии [3]. Цель работы – изучить влияние модифицирования соединениями бора (аморфный бор, 1-5 мас.%) на формирование многоуровневой иерархической структуры высокопористых волокнистых керамических материалов и установить корреляцию между параметрами структуры на разных масштабных уровнях и механическими свойствами. Использовано рубленое керамическое волокно на основе муллита ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) и SiO_2. Вводили добавки аморфного бора (1-5 мас.%). Образцы формовали методом полусухого прессования с последующей термической обработкой при температурах 1100-1400 °C. Структуру исследовали методами рентгенофазового анализа (РФА) и сканирующей электронной микроскопии, пористость определяли гидростатическим методом, прочность на сжатие – на универсальной испытательной машине [4]. В результате установлено, что введение соединений бора интенсифицирует жидкофазное спекание с формированием протяжённых межволоконных контактов. Выявлена многоуровневая иерархия структуры. На наноуровне (менее 100 нм) РФА показал, что при концентрации бора 2-4 мас.% и температуре спекания 1280-1320 °C волокна сохраняют рентгеноаморфную структуру (аморфность до 100 %), а в межволоконных контактах формируются наноразмерные зародыши алюмоборатов. На микроуровне (0,1-10 мкм) при 1200-1300 °C из жидкой фазы кристаллизуются игольчатые кристаллы $Al_{18}B_4O_{33}$ с аспектным отношением до 20:1, длиной 10-20 мкм и толщиной 0,5-2 мкм, ориентированные перпендикулярно поверхности волокон и формирующие «микроармирующий каркас» в зонах межволоконных контактов. На мезоуровне (10-500 мкм) под действием капиллярных сил жидкая фаза B_2O_3 мигрирует в зоны контакта, формируя протяжённые межволоконные перемычки при равномерном распределении пор размером 50-200 мкм, что обеспечивает высокую газопроницаемость. На макроуровне (0,5-50 мм) образцы имеют открытую пористость 75-85 % и предел прочности на сжатие до 5,5 МПа, что в 3-4 раза выше, чем у материалов без добавок. Волокнистая иерархия обеспечивает квазипластический характер разрушения: вместо катастрофического хрупкого разрушения наблюдается энергопоглощение за счёт вытягивания волокон из зоны трещины. Выявлены четыре механизма формирования иерархической структуры, действующих на разных масштабных уровнях: формирование легкоплавкой транспортной фазы B_2O_3, химическое взаимодействие B_2O_3 с Al_2O_3 и SiO_2, кристаллизация игольчатых алюмоборатов, транзиентное жидкофазное спекание с удалением B_2O_3. Синергетическое действие этих механизмов позволяет управлять структурой на каждом масштабном уровне, создавая материал с иерархией, оптимизированной для конкретного применения.

Таким образом модифицирование соединениями бора позволяет формировать иерархически организованную структуру от нано- до макроуровня, а также оптимальные параметры получения обеспечивают сочетание открытой пористости 75-85 % и прочности на сжатие до 5,5 МПа. Игольчатая морфология кристаллов алюмоборатов является ключевым фактором повышения трещиностойкости; транзиентный характер жидкофазного спекания обеспечивает стабильность структуры до 1200-1300 °C. Практическая значимость заключается

в том, что разработанные материалы с иерархически организованной структурой могут применяться в качестве высокотемпературных фильтрующих элементов для очистки газов (до 800 °C), подложек катализаторов и матриц пористых горелок, а принципы формирования иерархической структуры могут быть распространены на другие волокнистые системы [5].

1. Chen Y.-F., Chen Y.-Y., Chen Y.-C., You S.-J. Advanced ceramic fiber filters: Innovations and efficacy in exhaust gas treatment for enhanced air quality // Journal of Industrial and Engineering Chemistry. – 2025. – Vol. 136. – P. 1–15. – DOI: 10.1016/j.jiec.2025.04.063.
2. Studart A.R., Gonzenbach U.T., Tervoort E., Gauckler L.J. Processing routes to macroporous ceramics: a review // Journal of the American Ceramic Society. – 2006. – Vol. 89, No. 6. – P. 1771–1789. – DOI: 10.1111/j.1551-2916.2006.01044.x.
3. Colombo P. Conventional and novel processing methods for cellular ceramics // Philosophical Transactions of the Royal Society A. – 2006. – Vol. 364. – P. 109–124. – DOI: 10.1098/rsta.2005.1683.0
4. Meille S., Lombardi M., Chevalier J., Montanaro L. Mechanical properties of porous ceramics in compression: On the transition between elastic, brittle, and cellular behavior // Journal of the European Ceramic Society. – 2012. – Vol. 32, No. 15. – P. 3959–3967. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.05.006.
5. Бучилин Н.В., Люлюкина Г.Ю., Варрик Н.М. Влияние режима обжига на структуру и свойства высокопористых керамических материалов на основе муллита // Труды ВИАМ. – 2017. – № 5. – С. 4. – DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-5-4-4.

Микромеханически мотивированные мультилинейные феноменологические модели упругопластического деформирования монокристаллических сплавов

Грищенко А.И., Семенов А.С.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

Повышение температуры газа перед турбиной, необходимое для роста эффективности ГТД, ограничено ресурсными возможностями традиционных сплавов. Снять данное противоречие помогает применение жаропрочных монокристаллических сплавов на никелевой основе, что в свою очередь приводит к необходимости совершенствования моделей неупругого деформирования. Целью исследования является разработка микромеханически мотивированных мультилинейных феноменологических моделей упругопластического деформирования монокристаллических сплавов, учитывающих особенности кубической сингонии, взаимного влияния друг на друга различных механизмов деформирования и упрочнения.

Предложенная модель представляет частным случаем микроструктурных моделей мультимеханизмов неупругого деформирования [1], которые в свою очередь являются обобщением микроструктурной модели монокристаллов Кайо [2,3] учитывающей нелинейное кинематическое и изотропное упрочнение на микроуровне.

В рамках данных моделей предполагается, что неупругое деформирование осуществляется путем множественного скольжения/двойникования/фазового перехода, реализуемого в активных системах тензор неупругой деформации $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{in}$ в общем случае, определяется выражением:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{in} = \sum_{i=1}^{N_M} \sum_{\alpha=1}^{N_{SS_i}} \dot{\gamma}_i^{\alpha} \, \mathbf{P}_i^{\alpha} \tag{1}$$

где N_M – количество различных механизмов неупругого деформирования; N_{SS_i} – число активных систем скольжения (СС), зависящее в общем случае от конкретного механизма деформирования (МД) ($i = 1, \ldots, N_M$); $\dot{\gamma}_i^{\alpha} = \dot{\gamma}_i^{\alpha}(\tau_i^{\alpha}, \dot{\tau}_i^{\alpha}, X_i^{\alpha}, R_i^{\alpha})$ – скорость сдвига (скольжения) в α-ой СС для i-го МД, которая зависит от касательных напряжений τ_i^{α}:

$$\tau_i^{\alpha} = \boldsymbol{\sigma} \cdot\cdot \mathbf{P}_i^{\alpha} \tag{2}$$

где $\mathbf{P}_i^{\alpha} = \left(\mathbf{n}_i^{\alpha} \mathbf{l}_i^{\alpha}\right)^{sum}$ – тензор Шмида, определяемый исключительно геометрией кристаллической решетки.

В случае упругопластического деформирования пластические множители $\dot{\gamma}_i^{\alpha}$ определяются условия пластичности для α-ой СС i-го МД

$$f_i^{\alpha} = \left|\tau_i^{\alpha} - X_i^{\alpha}\right| - R_i^{\alpha} - \tau_{0_i} = 0 \tag{3}$$

Внутренние переменные, характеризующие нелинейное изотропное и нелинейное кинематическое упрочнение, определяются равенствами:

$$X_i^{\alpha} = \sum_{j=1}^{N_M} \sum_{\beta=1}^{N_{SS_j}} C_{ij}^{\alpha\beta} x_j^{\beta}, R_i^{\alpha} = \sum_{j=1}^{N_M} \sum_{\beta=1}^{N_{SS_j}} Q_{ij}^{\alpha\beta} r_j^{\beta} \tag{4}$$

$$\dot{x}_i^{\alpha} = \left[\operatorname{sign}\left(\tau_i^{\alpha} - X_i^{\alpha}\right) + B_i \gamma_i^{\alpha} - D_i x_i^{\alpha}\right] \dot{\gamma}_i^{\alpha} sign\left(\tau_i^{\alpha} - X_i^{\alpha}\right) \tag{5}$$

$$\dot{r}_i^{\alpha} = \left[1 + A_i \gamma_i^{\alpha} \operatorname{sign}\left(\tau_i^{\alpha} - X_i^{\alpha}\right) - b_i r_i^{\alpha}\right] \dot{\gamma}_i^{\alpha} sign\left(\tau_i^{\alpha} - X_i^{\alpha}\right) \tag{6}$$

В общем случае выражения (1) – (6) позволяют описывать нелинейные диаграммы деформирования с линейным асимптотическое упрочнением. Выход кривых деформирования на горизонтальную асимптоту имеет место при $B_i \equiv 0, A_i \equiv 0$. Одновременное выполнение условий $D_i \equiv 0, B_i \equiv 0, b_i \equiv 0, A_i \equiv 0$ приводит к линейному закону упрочнения для каждой СС.

Определение пластических множителей связано со значительными вычислительными трудностями, связанными с необходимостью решать систему нелинейных дифференциальных

уравнений относительно $\dot{\gamma}_i^{\alpha}$, в тоже время, использование линейного закона упрочнения не обеспечивает достаточной точности описания нелинейного деформирования жаропрочных сплавов [4]

В качестве компромиссного решения может быть рассмотрена мультилинейная модель, в рамках которой каждому МД соответствует набор из нескольких групп внутренних переменных, характеризующих линейное изотропное и/или кинематическое упрочнение, каждой из которых соответствует своё значение τ_0. В этом случае (1) преобразуется в следующему виду:

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{in} = \sum_{i=1}^{N_M} \sum_{\alpha=1}^{N_{SS_i}} \sum_{l=1}^{N_{l_\alpha}} \dot{\gamma}_i^{\alpha,l} \mathbf{P}_i^{\alpha} , \qquad (7)$$

где N_{l_α} - число линейных участков, аппроксимирующих диаграмму деформирования. $N_{l_\alpha} = 1$ соответствует линейное упрочнение, $N_{l_\alpha} = 2$ – билинейное и т.д.

Ключевая особенность разработанной модели состоит в аппроксимации диаграмм деформирования набором линейных участков (билинейных, трилинейных и т.д.). Это позволяет заменить решение системы нелинейных дифференциальных уравнений для пластических множителей на решение системы линейных алгебраических уравнений, размерность которой равна общему числу активных систем скольжения по всем механизмам и линейным сегментам, что значительно упрощает численную реализацию по сравнению с полной нелинейной постановкой.

Сравнение результатов полученных с помощью рассматриваемых моделей с экспериментальными данными для сплава AM1 с ориентацией [001] представлено на рисунке 1.

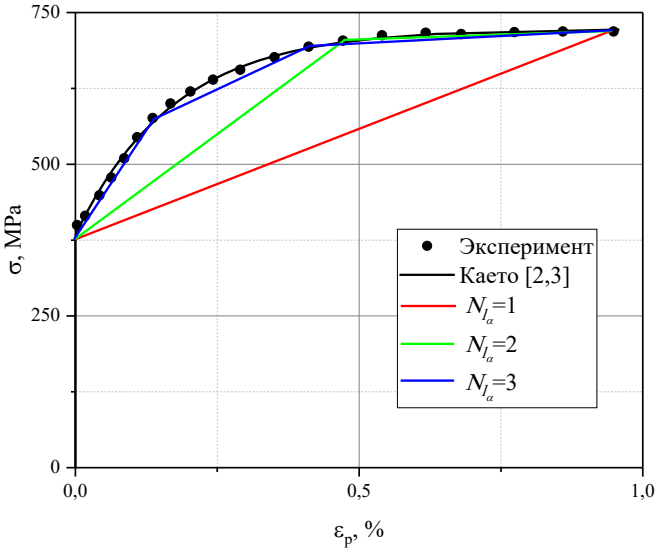


Рис. 1. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными для сплава AM1 с КГО [001]

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 25-19-00921 «Многоуровневые микроструктурные модели неупругого деформирования и разрушения».

1. Семенов А.С., Грищенко А.И., Муртазин И.Р. Микроструктурные модели мультимеханизмов неупругого деформирования: основные уравнения и примеры использования // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2025. – № 5. – С. 97–110.
2. Cailletaud G. A micromechanical approach to inelastic behavior of metals // International Journal of Plasticity. – 1992. – Vol. 8, №. 1. P. 55–73.
3. Besson J., Cailletaud G., Chaboche J-L., Forest S. Non-linear mechanics of materials, Springer Science & Business Media, 2009. – 433 p.
4. Грищенко А.И., Семенов А.С. Моделирование процессов упругопластического деформирования монокристаллических сплавов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. –2022. – Т. 2. – С. 58–71.

Особенности формирования образцов изделий из жаропрочных сплавов в процессе проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Шамарин Н.Н.,
Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения им В.Е. Панина СО РАН, Томск

Сплавы на основе никеля и кобальта востребованные во многих областях промышленности, где необходимо сохранять эксплуатационные характеристики при высоких температурах (близких к температуре плавления) в условиях ползучести, трения или коррозионных средах. Для сохранения свойств в подобных условиях, жаропрочные сплавы обладают сложной системой легирования (включающей тугоплавкие и редкоземельные химические элементы), которая приводит к формированию разнообразного структурно-фазового состояния. Данное разнообразие накладывает определенные ограничения на технологичность жаропрочных сплавов. Например, высокое содержание алюминия и титана делает жаропрочные сплавы несвариваемыми, т.к. происходит развитие горячих трещин в зоне термического влияния. Зачастую при получении изделий из жаропрочных сплавов необходимо добиваться направленной или монокристаллической структуры, что значительно усложняет технологический процесс и создает необходимость контроля структура на всех этапах производства. С целью сокращения времени производства ответственных деталей и уменьшения расхода дорогостоящих материалов возможно применение аддитивных технологий. Одним из подобных подходов является проволочное электронно-лучевое аддитивное производство. Преимуществами данного метода являются вакуумная среда (защита от загрязнений из атмосферы) и гибкая система управления разверткой электронного пучка, позволяющая реализовывать предварительный или последующий нагрев, организовывать расщепление пучка и пр. Управление разверткой электронного пучка открывает широкие технологические возможности с целью получения разнородных, композиционных или градиентных материалов изделий.

В настоящем цикле работ были получены и исследованы экспериментальные образцы из жаропрочных сплавов на основе никеля (ЖС6У, ЖС32, Inconel 718, Inconel 625) и кобальта (Stellite 6, Stellite 12). Исходные материалы сплавов ЖС6У, ЖС32 и Stellite 6, Stellite 12 использовались в качестве прутков, т.к. из них практически невозможно получить проволоку. С целью аддитивного формирования из данных сплавов был разработан специальный податчик прутков. Получение экспериментальных образцов проводили путем проволочного электронно-лучевого аддитивного выращивания на установке, разработанной в ИФПМ СО РАН. В процессе оптимизации технологических параметров варьировались ускоряющее напряжение, ток электронного пучка, скорость перемещения рабочего стала, траектория сканирования, параметры развертки электронного пучка (геометрическая форма, размеры, частота), угол подачи исходного материала. Также применялись различные подходы для регулирования условий теплоотвода: нагрев или охлаждение рабочего стола; размещение ребристой проставки, реализующей «термический разрыв» между рабочим столом и подложкой аддитивно формируемого материала; установка экрана, снижающего теплоотвод за счет излучения. Данные подходы позволили обеспечить формирование экспериментальных образцов, имеющих заданную геометрическую форму и не содержащих макроскопических дефектов. Общей макроструктурной особенностью практических всех материалов (после аддитивного процесса) является наличие границ слоев, границ ванн расплава, направленный рост столбчатых колоний дендритов.

Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство характеризуется следующими особенностями:

- локальность процессов плавления и кристаллизации, что приводит к большим значениям величин температурного градиента и скорости охлаждения.
- каждый сформированный слой подвергается повторному плавлению и уменьшающемуся термическому воздействию.

- по мере увеличения высоты формируемых изделий, меняются условия теплоотвода.

Данные аспекты приводят к следующим результатам:

ЖС6У, ЖС32 – структурно-фазовое состояние близко к литым материалам, подвергнутым термической обработке. Высокие механические свойства обеспечиваются тонкодендритной структурой и мелкодисперсными выделениями γ' - фазы, отсутствием формирования нежелательных хрупких фаз и более благоприятным распределением химических элементов между γ' и γ фазами.

Inconel 718 – особенности структурно-фазового состояния аналогичны сплавам ЖС6У и ЖС32, но происходит недостаточное формирование γ'' - фазы (также присутствуют крупные выделения), а её распределение неоднородно в γ – матрице. Требуется корректировка технологических параметров или проведение ТО.

Inconel 625 – в процессе электронно-лучевого аддитивного производства не происходит формирование γ'' - фазы, обеспечивающей механические свойства. Требуется длительная ТО старением.

Stellite 6, Stellite 12 - структурно-фазовое состояние близко к литым материалам, подвергнутым термической обработке, но требуется контроль скоростей кристаллизации и охлаждения, препятствующих полному превращению γ - фазы в ε – фазу.

Выше описанные структурные особенности определяют механические свойства жаропрочных сплавов. В таблице 1 приведены результаты механических испытаний, полученных путем статического растяжения образцов.

Таблица 1. Механические свойства жаропрочных сплавов после проволочного электронно-лучевого аддитивного процесса в сравнении с исходными материалами

Материал	$\sigma_{0,2}$, Мпа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Комментарий
ЖС6У после аддитивной печати	922±24	1140±12	15.4±3.3	Свойства на уровне литого материала подвергнутого ТО
Литой после ТО	875	1010	7	
ЖС32 после аддитивной печати	1020±5	1110±35	4,9±0,6	
Литой после ТО	930	1175	15,5	
Inconel 718 после аддитивной печати	464±19	864±17	32-57	Свойства ниже чем у материала подвергнутого ТО
Литой после ТО	1172	1407	21	
Inconel 625 после аддитивной печати	560±18	645±40	101±3	
Литой после ТО	437-843	877-1140	12-46	
Stellite 6 после аддитивной печати	1093 ± 17	1176 ± 50	5 ± 1	Свойства близки к материалу подвергнутому ТО
Литой после ТО (без ТО)	750(700)	1265(850)	3-5(<1)	
Stellite 12 после аддитивной печати	841±99	885±80	6,2±0,2	Свойства выше литого материала, но нижу материала подвергнутого ТО
Литой после ТО (без ТО)	900(580)	1200(760)	2(<1)	

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ТермПро — программный комплекс с открытым исходным кодом для автоматизированной обработки данных инфракрасной термографии в электронно-лучевом аддитивном производстве проволокой

[1]Дин Ц., [1]Чулков А.О., [2]Чумаевский А.В., [1]Кушнарёв Ю.В., [1]Клименов В.А.
[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Контроль термической истории при электронно-лучевом аддитивном производстве проволокой (ЭЛАП) сопряжён с рядом методических трудностей, не характерных для лазерных или дуговых процессов [1, 2]. Осаждение паров металла на смотровом окне ведёт к деградации оптического сигнала; отражение электронного пучка создаёт кратковременные локальные засветки на матрице тепловизора; излучательная способность материала динамически изменяется от слоя к слою [3]. Типовой процесс порождает до 10^4 термограмм, требующих автоматизированной обработки. Существующие инструменты — калибровка NIST [1], послойная ε(T)-коррекция для DED-Arc [2], CCL-детектирование ванны для лазерно-проволочного DED [4] — ориентированы на иные процессы и не учитывают специфику ЭЛАП в комплексе.

Разработанный нами комплекс ТермПро (MATLAB R2023a, ~3200 строк) реализует сквозной поток обработки тепловизионных данных, учитывающий специфику ЭЛАП и отрабатывался на электронно-лучевых установках сплавление проволоки в НИ ТПУ и ИФПМ СО РАН [5,6]. Типовой цикл анализа ~8000 кадров занимает 3–5 мин. Модульная архитектура представлена на рис. 1.

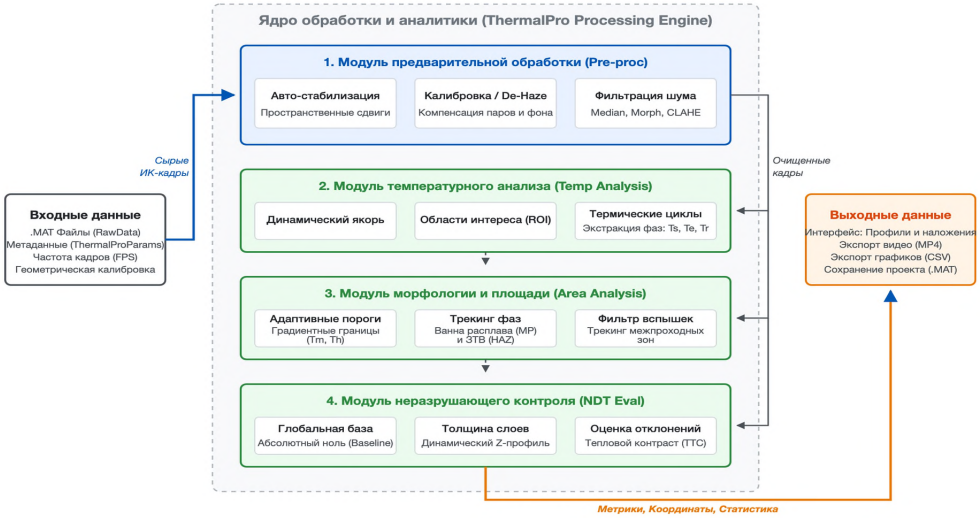


Рис. 1. Модульная архитектура ТермПро: основные функциональные блоки и потоки данных между ними

Программный комплекс включает предварительную фильтрацию (медианный или гауссов фильтр, CLAHE-эквализация) и стабилизацию изображения методом фазовой корреляции (компенсация дрейфа 100–150 пикселей). Центральный элемент методологии — двухуровневая калибровка излучательной способности: режим Single Reference (единая референсная температура, методика NIST [1]) и режим Multi-Layer, назначающий поправку каждому слою на основе профиля тепловложения (Q, кДж/мм). На 35-слойном образце титанового сплава ОТ4 послойная калибровка снизила инструментальную неопределённость с ±35°C (2,3% при 1500°C) до ±22°C (1,5%). Модуль De-Haze компенсирует низкочастотный дрейф фона вследствие осаждения паров. В отличие от подхода [2], где ε(T) калибруется лишь для первых трёх слоёв, предлагаемый метод допускает калибровку произвольного числа слоёв и оперирует тепловложением, а не температурой в качестве управляющего параметра.

Выделение ванны расплава выполняет адаптивная градиентная сегментация: детектор температурного градиента, пороговая фильтрация по температурам ликвидуса (Тликв) и солидуса (Тсол) и CCL-анализ с морфологической пост-обработкой [4]. Артефакты отражения электронного пучка подавляются фильтром вспышек (Flash Filter: >90% подавления, <2%

ложных срабатываний). Динамическая привязка контрольных точек (Dynamic ROI Anchoring) компенсирует дрейф 1,5–3,0 пикселя, вызванный термическим расширением и вибрациями; без компенсации погрешность достигает 5–8%.

Замыкает процесс четырёхэтапная система НК-анализа (Этап 0–4): задание координатной привязки, формирование четырёхпанельного отчёта (термокинетическая кривая, профиль температуры, термический цикл, стабильность базовой линии), коррекция высоты слоя и картирование физической истины — сопоставление экспертной геометрической аннотации с тепловыми Z-профилями ($r > 0,85$ для прямолинейных участков, $r \approx 0,70–0,78$ для зон с геометрическими особенностями). Отдельные элементы такого анализа известны (оценка высоты слоя нейросетью [7], послойный T_max-мониторинг [8], детектирование подповерхностных дефектов в PBF-EB), однако целостная четырёхэтапная структура, замкнутая на физическую валидацию, в литературе не представлена.

Методология верифицирована на сплаве ОТ4 (ГПУ, ~7 Вт/(м·К), 27,1 мин, 8135 кадров) и аустенитной стали 06Х19Н9Т (ГЦК, ~15–20 Вт/(м·К), три скоростных режима 200–400 мм/мин, до 8944 кадров). Для ОТ4 ванна детектировалась в 77% кадров (средняя площадь ~0,8 мм²), высокотемпературная область — в 87% кадров (628 пикселей²); идентифицировано 35 слоёв, межслоевые интервалы 41,7 ± 13,1 с; для семи контрольных точек извлечены термические циклы с детектированием Ts и Te, рассчитаны скорости охлаждения. Полученные результаты согласуются с опубликованными данными по ИК-мониторингу EBAM. Суммарный объём обработанных данных превышает 25 000 термограмм.

Программный комплекс включает интерактивное управление слоями, сохранение и восстановление состояния проекта, двухрежимное отображение RAW/PROC и экспорт обработанных (калиброванных) данных. Приоритетные направления развития: экспериментальная валидация калибровки по контактным измерениям термопарами, расширение поддерживаемых форматов и адаптация цикла обработки к режиму реального времени.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWW-2026-0047).

1. Thermographic measurements of the commercial laser powder bed fusion process at NIST / B. Lane, S. Moylan, E.P. Whitenton, L. Ma // Rapid Prototyp. J. – 2016. – Vol. 22. – P. 778-787. – DOI:10.1108/RPJ-11-2015-0161.
2. Müller J., Hensel J. Potential of thermography for the monitoring of DED-Arc processes // Weld. World. – 2024. – Vol. 68. – P. 505-513. – DOI:10.1007/s40194-023-01676-3.
3. Experimental determination of the emissivity of powder layers and bulk material in laser powder bed fusion using infrared thermography and thermocouples / G. Mohr, S. Nowakowski, S.J. Altenburg, C. Maierhofer, K. Hilgenberg // Metals. – 2020. – Vol. 10, № 11. – P. 1546. – DOI:10.3390/met10111546.
4. Melt pool size control through multiple closed-loop modalities in laser-wire directed energy deposition of Ti-6Al-4V / B.T. Gibson, Y.K. Bandari, B.S. Richardson, W.C. Henry, E.J. Vetland, T.W. Sundermann, L.J. Love // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 32. – P. 100993. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100993.
5. Клименов В.А., Фёдоров В.В., Гришков А.А и др. Модульный электронно-лучевой энергокомплекс с плазменным катодом для селективного сплавления порошка и послойного сплавления проволоки. Сборник трудов VIII Международного Кренделевского семинара «Плазменная эмиссионная электроника», республика Бурятия, июль 2026.
6. Influence of heat treatment modes on the structure and property of the Ti–4Al–3V titanium alloy manufactured by the wire electron beam additive technology / Z Han, V.A. Klimenov, E.A. Kolubaev, et al. // Russ Phys J. – 2025. – Vol. 68. – P. 578–585. – DOI:10.1007/s11182-025-03468-2.
7. Kim S., Jeon I., Sohn H. Infrared thermographic imaging based real-time layer height estimation during directed energy deposition // Opt. Lasers Eng. – 2023. – Vol. 168. – P. 107661. – DOI: 10.1016/j.optlaseng.2023.107661.
8. Errico V., Palano F., Campanelli S.L. Advancing powder bed fusion-laser beam technology: in-situ layerwise thermal monitoring solutions for thin-wall fabrication // Prog. Addit. Manuf. – 2025. – Vol. 10, № 5. – P. 3361-3375. – DOI:10.1007/s40964-024-00818-3.

Влияние термо-деформационной обработки и отжигов на микроструктуру и механические свойства усовершенствованной супердуплексной стали

Долженко П.Д., Бражников И.С., Долженко А.С., Федосеева А.Э.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Супердуплексные стали представляют значительный научный и промышленный интерес в связи с растущим спросом на высокопрочные коррозионно−стойкие материалы для экстремальных условий эксплуатации — в частности, для нефтегазовой отрасли, где оборудование подвергается воздействию высокого давления, агрессивных сред и хлоридов, провоцирующих межкристаллитную коррозию [1]. Ключевое преимущество этих сталей заключается в уникальном сочетании высокой прочности, коррозионной стойкости и устойчивости к питтинговой и межкристаллитной коррозии, что делает их незаменимыми для изготовления оборудования подводной добычи углеводородов, морских платформ и конструкций, эксплуатируемых в хлоридных средах [2]. Однако сложный двухфазный состав (ферритная и аустенитная фазы) обуславливает чувствительность микроструктуры материала к термомеханическим воздействиям, включая процессы термической обработки. Исследования показывают, что неконтролируемые температурные режимы могут приводить к формированию нежелательных фаз (например, σ−фазы), снижающих пластичность и ударную вязкость материала [3-5]. В свете активного внедрения супердуплексных сталей в российские проекты по импортозамещению оборудования актуальность приобретают работы, направленные на установление оптимальных температурных диапазонов отжига. Это позволит стабилизировать фазовый состав, минимизировать риск деградации механических свойств и обеспечить надёжность конструкций в условиях эксплуатации.

В работе исследовалась разработанная усовершенствованная сталь 26Cr-6.2Ni-3.2Mo-0.24V-0.24N (0,01C-0,6Si-0,6Mn-25,8Cr-6,2Ni-3,2Mo-0,25N-0,11Nb-0,25V-0,001S-0,02P) после термо-деформационной обработки и отжигов при различных температурах. Термо-деформационная обработка заключалась в проведении прокатки при температуре 1150°C до полной степени деформации 60% с охлажденим на воздухе, последующей горячей прокатки при температуре 1050°C до полной степени деформации 40% с охлаждением на воздухе. Соотношение фаз после горячей прокатки при 1150°C составляет 38% аустенита и 62% дельта-феррита. Двойная прокатка при более низкой температуре не приводит к изменению соотношений фаз, что связано с недостаточным временем для реализации диффузионного превращения. Однако двойная прокатка привела к более равномерной проработке структуры в направлении прокатки и большему измельчению аустенитной фазы. Чтобы добиться соотношения фаз аустенита и феррита 1:1 после двойной горячей прокатки были проведены ряды отжигов при различных температурах: 950°C, 1000°C и 1050°C в течение 1 часа с охлаждением на воздухе

Применение отжигов в интервале температур от 1050°C до 950°C привело к увеличению доли аустенита с 39% до 57%, при этом оптимальное соотношение фаз аустенита к дельта-ферриту (50%/50%) дает отжиг при температуре 1000C в течение 1 ч. В результате проведения отжигов прокатанной структуры наблюдается непрерывная рекристаллизация ферритной фазы и прерывистая рекристаллизация аустенитной фазы, при этом средний размер зерен остается сопоставим с катаным состоянием.

Оценено влияние отжигов на механические свойства исследуемой супердуплексной стали на механические свойства при комнатной температуре. После отжига при 950°C наблюдается существенное снижение пластичности до 9±1%, что свидетельствует о попадании в область присутствия охрупчивающей сигма-фазы. Отжиг при 1050°C не привел к существенному изменению соотношений между аустенитом и дельта-ферритом, что привело к снижению прочностных свойств с сохранением общего уровня пластичности около 29±3%. Отжиг при 1000°C, обеспечивающий соотношение 50% аустенита и 50% феррита, привел к повышенному уровню свойств: предел текучести 680±15 МПа, предел прочности 880±10 МПа, удлинение до разрушения 33±1%.

На основании полученных результатов были разработаны технологические рекомендации на деформацию и термическую обработку усовершенствованной стали 26Cr-6.2Ni-3.2Mo-0.24V-0.24N взамен зарубежному аналогу.

Работа выполнена за счет Государственного задания НИУ «БелГУ» на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

1. Time-temperature-precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals / A Hosseini V., L. Karlsson, D. Engelberg, S. Wessman // Welding in the World. – 2018. – Vol. 62(3). – P. 517-533.
2. Lee J. S., Jeon S. H., Park Y. S. Effects of solution annealing temperature on the galvanic corrosion behavior of the super duplex stainless steels // Journal of materials engineering and performance. – 2013. – Vol. 22(2). – P. 557-562.
3. Cervo R., Ferro P., Tiziani A. Annealing temperature effects on super duplex stainless steel UNS s32750 welded joints. I: Microstructure and partitioning of elements // Journal of Materials Science. – 2010. – Vol. 45(16). – P. 4369-4377.
4. Effect of Solution Annealing Temperature on the Pitting Response of Niobium-Stabilized Super Duplex Stainless Steel / A. Oñate, E. Toledo-Carrillo, J. Ramírez, M. I. Alvarado-Avila, A. Jaramillo, J. P. Sanhueza, D. Rojas // Available at SSRN 4194619.
5. Pitting corrosion resistance on annealing treated super duplex stainless steel S32750 / S. Liu, C. Yue, X. Chen, Q. Zhu, Y. Tu // Crystals. – 2020. – Vol. 10(4). – P. 294.

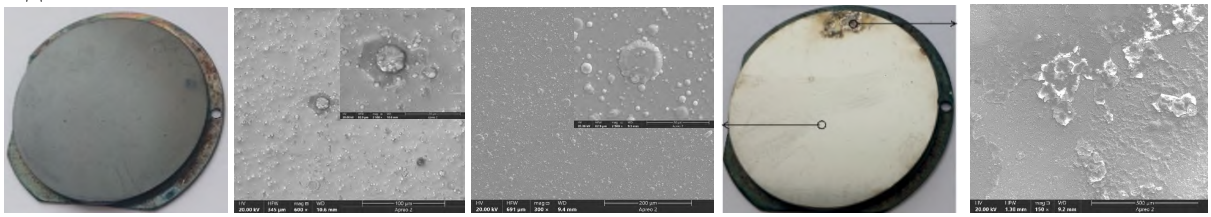
Влияние вакуумной ионно-пучково-плазменной обработки нержавеющей стали на ее климатическую стойкость при натурных испытаниях в условиях тропического климата Вьетнама

[1]Дорофеева Т.И., [1]Федорищева М.В., [2]Нго Тхань Бинь, [1]Сергеев В.П.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Южное отделение совместного российско-вьетнамского Тропического центра, Хошимин

Известно, что любая сталь, в том числе и нержавеющая, подвергается коррозии в агрессивных условиях. Климат Вьетнама характеризуется высокой температурой и влажностью, ветром, а также повышенным содержанием в воздухе диоксидов серы, углерода, азота, взвешенные мелкодисперсные твёрдые или жидкие частицы (представляют собой смесь веществ, включая дым, сажу, пыль, соль, кислоты и металлы). Для защиты стальных поверхностей применяют различные способы обработки, например, вакуумные ионно-пучково-плазменные, которые позволяют создавать на поверхности материалов наноразмерные и наноструктурные слои, обладающие повышенными свойствами по сравнению с исходными материалами.

В данной работе с помощью вакуумных ионно-пучково-плазменных технологий были сформированы различные типы многоуровневых защитных поверхностных наноструктур имеющие в своем составе металлы вентильного типа в оксидной и нитридной форме. Подобные покрытия положительно влияют на коррозионную стойкость конечного материала при ускоренных коррозионных испытаниях, проведенных на потенциостате-гальваностате.

При климатических натурных испытаниях в прибрежной и южных зонах Вьетнама, а также при микробиологических испытаниях в течении более года не обнаружено существенных коррозионных повреждений. Имеются коррозионные изменения около края на одном из 18 образцов (рисунок 1в) При более детальном изучении поверхности на измененном участке выявлено, что имеющиеся покрытие сохранено, но покрыто слоем оксида железа, который образовался, как предполагается, при коррозии необработанноuj (без покрытия) торца. Вследствие того, что при высокой влажности продукты коррозии, образовавшиеся на торце, могут мигрировать и на поверхность с покрытием. Эти наплывы состоят в основном из оксидов железа с примесью хлорида железа. Коррозионный процесс начинается в напряженных или слабых местах, которыми, в данном сдача, выступают границы зерен. На рисунке 1б хорошо видна аккумуляция оксидных форм вокруг зерен, далее происходит подтравливание границ с последующим вымыванием самого зерна. Возникающая полость может заполнятся образующимися оксидами, в том числе и наносными (с торца образца) оксидами железа.



а б в г д

Рис. 1. Изображение образцов с покрытием после натурных климатических испытаний (а и г) и микрофотографии поверхности соответствующих образцов (б, в и д)

В последующих работах необходимо удостоверится об отсутствии решающего влияния подложки материала, и выявить исключительную зависимость создаваемого слоя на коррозионную стойкость, независимо от подложки. Для этого планируется сформировать подобные покрытия на подложки из обычной конструкционной стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

Закономерности организации структуры медных сплавов и композиционных материалов на их основе в процессе печати методом электронно-лучевого аддитивного производства

Егорова И.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Кушнарев Ю.В. Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие методов аддитивных технологий на настоящее время обуславливает широкий спектр возможностей для производства изделий из различных металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе. К технологиям аддитивного производства относятся как порошковые методы (селективное лазерное сплавление – SLM, прямое лазерное осаждение – DED), так и проволочные технологии (электродуговая – WAAM, лазерная – WLAM, электронно-лучевая – WEBAM). Технологии на основе использования порошкового материала отличаются большей точностью печати, а технологии использующие проволочные филаменты характеризуются большей производительностью и возможностью получения более крупногабаритных изделий. Наиболее распространенными на данное время являются технологии, основанные на использовании лазерного луча или электрической дуги для расплавления металла.

Применение электронного луча для плавления проволочного филамента позволяет совместить печать в вакууме, высокую скорость печати, плавный тепловой градиент в зоне печати и возможность достаточно тонкого управления введением материала в ванну расплава. Такие преимущества позволяют эффективно формировать изделия даже из тех материалов, из которых традиционными методами печать изделий является либо затруднительной, либо невозможной. К ним относятся низколегированные медные сплавы, чистая медь, высоколегированные жаропрочные никелевые сплавы, тугоплавкие металлы и сплавы. Печать деталей из данных металлов и сплавов имеет широкий потенциал для применения технологии электронно-лучевого аддитивного производства.

Одним из актуальных направлений в данной области является получение деталей из медных сплавов с повышенными механическими свойствами и эксплуатационными характеристиками. Использование управляемой двухпроволочной аддитивной электронно-лучевой технологии позволяет получать детали с различными свойствами в разных участках, модифицируя только те компоненты, в которых необходимо увеличение тех или иных свойств, совмещая получение детали с модификацией её поверхностных слоев или иных компонентов.

Целью настоящей работы является обобщение результатов исследований структуры и свойств медных сплавов и композиционных материалов на их основе, получаемых в процессе печати методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП, WEBAM). В работе показано, что при печати сплавов меди с различными системами легирования происходит формирование структуры с крупными вытянутыми в направлении отвода тепла зернами. При печати бронз БрАМц9-2, БрХ1, БрХЦр и чистой меди свойства материала после печати находятся на уровне свойств в литом состоянии. При печати с введением дополнительных компонентов в виде различных металлов, сплавов (Ni, Co, Fe, Mn, Cr) или керамик (ZrO2, WO3, WC) происходит формирование композитной структуры и снижается размер зерна. Эффективность различных добавок является различной как с точки зрения увеличения механических свойств, так и с точки зрения повышения эксплуатационных характеристик. С применением различных модификаторов при печати в разных участках изделия потенциально возможно формировать участки с повышенной прочностью, износостойкостью и коррозионной стойкостью.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Пространственная локализация нелинейных акустических волн, распространяющихся в материалах с дислокациями и точечными дефектами

Ерофеев В.И.

Институт проблем машиностроения РАН – филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова–Грехова Российской академии наук», Нижний Новгород

Накопленные на сегодняшний день экспериментальные данные позволяют утверждать, что дислокации оказывают существенное влияние на закономерности распространения акустических волн в твердом теле. Особенно заметна роль дислокаций при распространении волн в деформируемом или циклически нагружаемом материале. Описание распространения акустической волны в твердом теле с изменяющейся плотностью дислокаций позволило бы приблизиться к проблеме оценки реального состояния материала и прогнозировании его остаточного ресурса.

В докладе представлены основные уравнения, описывающие распространение ультразвуковой волны в среде с дислокациями. Приведены дисперсионные зависимости для случая, когда дислокационная составляющая общей системы является консервативной. Исследована модуляционная неустойчивость волн методом Лайтхилла. Определены вид волновых пакетов, на которые разбивается квазигармоническая волна в результате самомодуляции, и зависимости их высоты и ширины от основных характеристик дислокационной структуры.

При воздействии на материал лазерного излучения или потока частиц (например, при ионной имплантации) в нем создаются точечные дефекты (вакансии, межузлия). Интенсивная акустическая волна способствует изменению в областях растяжения и сжатия энергии активации образования точечных дефектов. Дефекты, мигрирующие по материалу, рекомбинируют на различных центрах, роль которых могут играть дислокации, примеси, внедрения. Рассматриваемая задача описывается системой дифференциальных уравнений, включающей в себя динамическое уравнение теории упругости и кинетические уравнения плотности дефектов, учитывающей взаимное влияние дефектов и распространяющейся волны, а также взаимную рекомбинацию дефектов. Рассматриваются как предельные случаи – материалы с одним типом точечных дефектов (вакансии, межузлия), так и общий случай, если материал содержит оба типа точечных дефектов. Самосогласованная математическая модель сведена к нелинейному эволюционному уравнению, объединяющему в себе известные уравнения волновой динамики: Кортевега–де Вриза–Бюргерса и Клейна–Гордона. Найдены и проанализированы точные аналитические решения полученного эволюционного уравнения.

Проанализировано влияние на амплитуду и скорость волны параметров точечных дефектов, характеризующих диффузию дефектов, скорость их рекомбинации на стоках и изменение объема материала при образовании в нем одного точечного дефекта. Показано, что в средах с вакансиями продольные волны низкой частоты имеют большую амплитуду и скорость, чем в средах с межузлиями. При этом в средах с вакансиями скорости низкочастотных возмущений достигают больших значений, а в средах с межузлиями – меньших значений, по сравнению с высокочастотными возмущениями. Выявлен частотный диапазон, в котором дисперсия продольных волн существенна, в средах с вакансиями она имеет нормальный, а в средах с межузлиями – аномальный характер. Увеличение коэффициента диффузии или уменьшение величины дилатационного параметра способствует более слабому проявлению дисперсии. Для волн высокой частоты среды с вакансиями и межузлиями практически неразличимы, наличие любых точечных дефектов почти не влияет на скорость распространения высокочастотных возмущений и их амплитуду. Отмечено, что коэффициенты диффузии дефектов не влияют на существование дополнительной низкочастотной волны в средах с двумя типами точечных дефектов.

В предельном случае, связанном с уравнением Кортевега–де Вриза–Бюргерса, показано, что имеют место стационарные волны с убывающим или возрастающим профилем функции

объемной концентрации точечных дефектов. В предельном случае, связанном с уравнением Клейна–Гордона, при отрицательном значении коэффициента при линейном слагаемом с нулевой производной возможно распространение стационарных волн сжатия при любом знаке коэффициента при нелинейном слагаемом; при положительном значении коэффициента при линейном слагаемом с нулевой производной возможно распространение волны разрежения.

В средах с одним типом точечных дефектов возможно распространение нелинейных стационарных волн деформации. Их скорость фиксирована и ее значения отличаются для сред с вакансиями и сред с межузлиями, т.е. скорости принадлежат различным интервалам. Тип дефектов в материале влияет на тип стационарной волны, так в средах с вакансиями формируется волна сжатия, а в средах с межузлиями – волна разрежения. В среде с вакансиями нелинейная волна обладает большей скоростью, но меньшими амплитудой и шириной по сравнению с волной, распространяющейся в среде с межузлиями.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 26-19-00532.

Методы Контактной Разности Потенциалов в материаловедческих исследованиях

[1]Жарин А.Л., [1]Пантелеев К.В., [2]Комарова Е.Г., [2]Шаркеев Ю.П.
[1]*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Термин Контактная Разность Потенциалов (КРП) был предложен А. Вольта для описания обнаруженного эффекта, а именно возникновение разности потенциалов в зазоре между двумя разнородными металлами, соединенными внешним проводником. Таким образом КРП возникает не в контакте, а ***в зазоре*** между металлами, образующими плоский конденсатор, а методы измерения КРП обеспечивают бесконтактное получение информации, что особенно привлекательно для исследования свойств прецизионных поверхностей.

С созданием квантовой теории твердого тела КРП объяснили разностью Работ Выхода Электрона (РВЭ) металлов, что позволяет регистрировать РВЭ исследуемого образца относительно РВЭ эталонного. РВЭ чрезвычайно чувствительна к атомарным дефектам поверхности, химическому составу, процессам адсорбции/десорбции и др., что затрудняет определение абсолютного значения РВЭ и интерпретацию экспериментальных результатов.

Многолетний опыт автора в разработке и применению методов и техники измерения КРП показывает, что с помощью подхода «черного ящика» возможно получение уникальных результаты, например, при регистрации откликов РВЭ в процессе возмущений, а также при картировании РВЭ поверхностей. В случае диэлектриков также применимы методы КРП, однако в таких случаях регистрируется не РВЭ, а электрические заряды. Измерение КРП является не тривиальной задачей.

Большинство методов измерения КРП основаны на конденсаторе, образованном измеряемым и вибрирующим эталонным образцами. Для получения высокого разрешения эталонный образец должен быть достаточно мал, поэтому требуется регистрация предельно малых токов.

В настоящей работе рассмотрены приборные и методические аспекты практической реализации следующих методов: классический метод КРП на базе вибрирующего конденсатора (Кельвина – Зисмана): метод не вибрирующего конденсатора; ионизационный метод; метод фото-ЭДС, а также их реализации с использованием современной электронной компонентной базы и цифровых технологий.

Классический метод имеет разрешение вплоть до несколько десятков мкм в диапазоне нескольких вольт, применяется как для картирования РВЭ поверхностей, так и для регистрации РВЭ в процессе воздействий.

Метод не вибрирующего конденсатора отличается простотой реализации, однако регистрирует не КРП, а ее производную по поверхности. Разрешение вплоть до единиц мкм. Применяется как для быстрого сканирования поверхностей, так и в качестве датчиков мониторинга деградации трущихся поверхностей.

Ионизационный метод так же прост в реализации, он не является конденсаторным и поэтому размеры эталонного образца могут быть уменьшены вплоть до размеров зонда АСМ, т.е. с его помощью возможно заполнение разрыва в шесть порядков величин между разрешением АСМ и реальным миром. Однако требуется ионизация газа в зазоре.

Методы фото-ЭДС применимы для полупроводников и некоторых диэлектриках. В них модуляция сигнала осуществляется не вибрацией пластин, а модулированным светом. Это позволяет картировать такие параметры полупроводников, как время жизни неосновных носителей заряда и поверхностное сопротивление, а также выявлять следы тяжелых металлов и др.

Нами также разработаны цифровые модификации методов измерения КРП и фото-ЭДС, что позволило не только повысить быстродействие и точность измерений, но и расширить диапазон измерений потенциалов поверхностей вплоть до сотен вольт, что особенно важно для исследования диэлектриков, электретов и др.

В прикладном аспекте рассмотрены вопросы применения указанных методов для визуализации поверхностей металлов, полупроводников и диэлектриков, а также для мониторинга процессов трения. На основе приведенных примеров показано, что данный подход в ряде случаев обеспечивает получение уникальной информации, недоступной иным методами анализа поверхностей.

Визуализация поверхностей с помощью описанных методов применима для решения широкого круга задач (анализ гомогенности и качества обработки прецизионных поверхностей и покрытий, исследования коррозии и катализа, медико-биологические исследования и т.д.).

Использование методов КРП позволило получить ряд новых результатов:

– исследования РВЭ трущейся поверхности в зависимости от приложенной нагрузки, позволили выявить наличие критических точек, характеризующих переходы от одного вида фрикционного взаимодействия к другому. На основе этого разработаны новые способы экспрессной оценки работоспособности материалов для узлов трения, разработаны Методические рекомендации Госстандарта СССР Р 54-312-90 "Метод экспериментальной оценки работоспособности металлических материалов при трении по работе выхода электрона".

– исследования кинетики интегрального значения РВЭ трущейся поверхности позволили выявить наличие периодических изменений свойств трущейся поверхности в установившемся режиме трения и их связь с под поверхностным усталостным разрушением, т.е. установлен новый вид изнашивания в тяжелых режимах трения. Анализ гармонического состава периодических изменений РВЭ в зависимости от свойств материалов является перспективным подходом к решению проблем как поверхностной, так и объемной усталости материалов. Независимая проверка существования периодических изменений РВЭ трущейся поверхности была проведена в Университете штата Огайо при поддержке Фонда гражданских исследований США.

В настоящее время выполняется совместный проект научных фондов России и Беларуси целью которого является создание новых биоэлектрически активных материалов медицинских имплантов. Для этого разрабатывается специализированный цифровой измеритель КРП, позволяющий картировать образцы сложной формы в широком диапазоне величин.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т26РНФ-107 и Российского научного фонда, проект № 25-43-10027.

1. Жарин А.Л. Метод контактной разности потенциалов и его применение в трибологии. – Минск: Бестпринт, 1996. – 235 с.
2. Zharin A.L. Macro- and micro- Kelvin Probe in Tribological Studies. // Fundamentals of Tribology and Bridging the Gap Between the Macro- and Micro/Nanoscales. – Netherland: Kliwer Academic Publishers, 2001. – 445-466 pp.
3. Zharin A.L., Shipitsa N.A. Periodic Surface Destruction under Severe Dry Friction Condition and its Detection by the Kelvin Probe Technique // Proc. STLE Annual Meeting. – Cleveland, Ohio, May 22, 2008.
4. Zharin A.L. Contact Potential Difference Techniques as Probing Tools in Tribology and Surface Mapping // Scanning Probe Microscopy in Nanoscience and Nanotechnology. – Heidelberg: Springer-Verlag, 2010. – 687–720 pp.
5. Yang C., Zharin A., Danyluk S. Surface Characterization with an Ionization Probe // Key Engineering Materials – 2010. – Vol. 447-448. – P. 518-523.
6. Effect of ultrasonic power applied to micro-arc oxidation on the morphology, chemistry, wettability and electrical properties of calcium phosphate coatings on titanium / E.G. Komarova, E.B. Akimova, E.A. Kazantseva, A.L. Zharin, Y.P. Sharkeev // J Alloy Comp. – 2025 – Vol. 1039 – 183056.

Разработка феноменологической модели разрушения квазихрупкого композита при динамическом нагружении

[1]Заболотский А.В., [2]Дмитриев А.И., [1]Мигашкин А.О., [1]Турчин М.Ю., [1]Хадыев В.Т.
[1]ООО Группа «Магнезит», Сатка
[2]ФБГУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Разрушение материалов является одним из приоритетных направлений исследований для инженеров и материаловедов. Изучение механизмов разрушения под воздействием статических и динамических нагрузок позволяет точнее прогнозировать долговечность изделий и обеспечивать их безопасную эксплуатацию. В зависимости от характера приложенных сил материалы могут проявлять различные механизмы деформации и разрушения — от медленной пластической деформации до быстрой и катастрофической фрагментации.

При лабораторном тестировании прочности материалов применяют квазистатический или динамический способ нагружения. Квазистатический способ согласно действующих стандартов предполагает, что предел прочности материала в ходе испытания будет достигнут не менее чем за 20 секунд. Характер приложенной нагрузки значительно влияет на фиксируемые пределы прочности материалов и их соотношение для квазистатических и динамических испытаний может различаться кратно.

Особый интерес представляет механизм разрушения квазихрупких композиционных материалов. Примером таких материалов служит конструкционная керамики и огнеупоры, характер разрушения которых существенно меняется в зависимости от условий (скорости) нагружения.

При эксплуатации таких материалов в качестве несущих конструкций трещинообразование происходит при невысоких уровнях внешней нагрузки, например, собственного веса конструкции, но в течение длительного времени. Например, трещинообразование в таких условиях наблюдали при нагрузке, не превышающей 15% от результатов лабораторного тестирования и не ранее 30 – 40 суток после монтажа. Напротив, при динамическом (быстром или ударном) нагружении зафиксированный предел прочности в 3-5 раз превосходит результат стандартного испытания.

Авторами предложена феноменологическая модель, объясняющая известную зависимость фиксируемой прочности материала от скорости приложения нагрузки, вследствие различного механизма и последовательности разрушения структурных элементов композиционного материала при изменении скорости деформации. Модель также позволяет численно определить скорость нагружения при которой следует ожидать резкого изменения фиксируемой прочности.

На данный момент экспериментально зафиксированы два перехода: от статического к квазистатическому разрушению и от квазистатического к динамическому разрушению. Первый объясняется перераспределением нагрузки в материале при локальном трещинообразовании и происходит в течение многих часов. Этот тип трещинообразования может быть описан с помощью модели релаксации напряжений, описанной Ландау и Лившицем. Второй – является следствием вовлечения всех структурных элементов материала в процесс разрушения при высокой скорости деформации.

В проведенных на данный момент многочисленных экспериментах в различных исследовательских центрах наблюдается рост значений определяемого предела прочности при увеличении скорости деформации. Однако, согласно предложенной модели следует ожидать, что измеренный предел прочности прекратит возрастать при приближении скорости деформации материала к скорости волны Релея в наиболее прочной составляющей фазе.

На данный момент методика экспериментальной проверки гипотезы не подготовлена. Исследования динамического разрушения материала при одновременном оптическом контроле возникающих трещин позволит уточнить полученные теоретические результаты.

Неупругое деформирование и разрушение функциональных электропроводящих фторополимеров при квазистатическом и циклическом нагружении

[1]Зайцев А.В., [1,2]Лобанов П.А., [3]Банников М.В., [3]Уваров С.В., [1,2]Лукьянов Н.С.
[1]Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
[2]ООО «Силур», Пермь
[3]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Современные полимерные материалы играют ключевую роль в различных отраслях промышленности, авиастроении, электроники и медицины. Особый интерес представляют фторполимеры, обладающие высокой химической стойкостью, низким коэффициентом трения и термостабильностью. Однако их применение ограничено недостаточной механической прочностью и адгезионными свойствами. Одним из перспективных направлений модификации фторполимеров является введение материала графенового (МГ), который способен значительно изменить их эксплуатационные характеристики. ООО «Силур» г. Пермь впервые разработали технические условия на данный класс МГ (ТУ 23.99.14–029–93978201–2022). Функциональные фторполимеры могут рассматриваться в качестве функциональных сенсоров, которые способны обеспечить мониторинг состояния элементов конструкций на этапах создания и эксплуатации. Последнее может быть осуществлено на основе экспериментального измерения тепло- и электропроводимости. Полимерные материалы являются диэлектриками. Однако их наполнение МГ и композициями на его основе позволяет получить новые классы тепло- и электропроводящих функциональных материалов.

При изготовлении функциональных полимерных материалов, наполненных МГ и композициями на его основе, остается технологически нерешенным вопрос сопряжения фаз и их адгезии, а также образования межфазных слоев. Характер механического поведения функциональных полимеров при нагружении, закономерности проявления эффектов изменения электрического сопротивления для окруженных слоем диэлектрика проводящих частиц, закономерности зарождения и роста дефектов внутри полимера и на межфазных поверхностях, закономерности изменение сопротивления в ансамбле контактирующих проводящих частиц предопределяют необходимость разработки программ и методик проведения экспериментальных исследований тепло- и электропроводности в процессе растяжения с непрерывной записью сигналов акустической эмиссии. Последнее может позволить оценить прочность адгезионных связей и провести идентификацию дефектов.

Разработана оригинальная семиэтапная программа нагружения, которая позволила исследовать механическое поведение функциональных фторполимеров НП-Силур, наполненных МГ, при «жестком» и «мягком» циклическом и квазистатическом активном нагружении и разгрузке. На первом этапе реализовано «мягкое» активное нагружение до усилия в 0,3 кН со скоростью 5 мм/мин для «ненаполненных» образцов фторполимера и 1 мм/мин – для образцов фторполимера с наполнением МГ. На втором этапе реализовано «мягкое» циклическое нагружение со средней амплитудой 0,1 кН и частотой 1 Гц (число циклов – 300). На третьем, четвертом и пятом этапах реализована серия последовательных «жестких» циклических нагружений с постепенно возрастающей частотой 5 Гц, 10 Гц и 20 Гц (число циклов – 1000, 5000 и 7000 соответственно). «Жесткое» нагружение было выбрано для исключения притока дополнительной энергии со стороны нагружающей системы. На шестом этапе нагружения в разработанной программе была предусмотрена монотонная «жесткая» разгрузка до усилия в 0,1 кН (принималось за отсчетное). На седьмом этапе происходило монотонное жесткое активное растяжение вплоть до разрушения образца.

Подготовлены образцы из функционального фторполимера НП-Силур, в соответствии с требованиями стандарта ГОСТ 11262-2017. Для проведения анализа однородности деформации при одноосном растяжении на предварительно подготовленную поверхность образцов наносилась система реперных точек (15 на образец) с шагом 5 мм. Противоположная поверхность образца использовалась для высокоскоростного ИК-сканирования для исследования эволюции поля температур. На поверхности образца с реперными точками в его

рабочей области размещались четыре датчика акустической эмиссии (АЭ) на расстоянии 15 мм между центрами. Такое расположение позволило достичь оптимального соотношения между площадью контроля и точностью локации источников АЭ событий. Нагружение образцов из «чистого» (без наполнителя) и функциональных фторполимеров НП-Силур, наполненных МГ до концентрации 0,03; 0,3 и 3 % масс. (эксперименты проведены с 4 образцами для каждой концентрации), по разработанной программе с непрерывной записью in situ сигналов АЭ, поля температур и измерения активного сопротивления на экспериментальном оборудовании Пермского федерального исследовательского центра УрО РАН: система многоканальной регистрации АЭ Vallen AMSY-6, серво-гидравлическая испытательная машина Bi-00-100 и ИК-камера CEDIP Silver SC5000.

В результате проведенных испытаний для всех образцов фторполимера НП-Силур был обнаружен эффект Й. Кайзера (АЭ эффект памяти), который проявлялся при возрастании амплитуды нагрузок во время реализации этапов циклического нагружения. Эта общая фундаментальная закономерность поведения материалов при циклическом нагружении, установленная для нового класса материалов – функциональных полимеров, наполненных МГ, свидетельствует о достоверности всех полученных экспериментальных результатов при деформировании по разработанной программе.

Получены новые экспериментальные результаты, иллюстрирующие значительное снижение тепловыделения при циклическом нагружении образцов из функциональных фторполимеров с увеличением концентрации МГ. Особенно показательно уменьшение диссипации энергии (от 3 до 10 раз при 3 % наполнении). Для количественной оценки диссипации энергии были определены площади петель гистерезиса, полученных в результате циклического нагружения. Расчеты проводилась в пакете символьных вычислений Wolfram Mathematica 13.3. Исходные данные, полученные в ходе испытаний на немонотонное одноосное нагружение, представляли собой массивы точек, соответствующих зависимости напряжения от деформации для каждого цикла нагружения. На их основе строились замкнутые гистерезисные кривые, после чего применялся метод Гаусса для вычисления площади. Было замечено, что увеличение концентрации МГ приводит к снижению потерь энергии. Этот эффект может быть обусловлено несколькими факторами, связанными с особенностями структуры наполненных фторполимеров (появлением новых структурных механизмов деформирования в материале), не свойственных для полимеров. Введение МГ в матрицу фторполимера способствует повышению жесткости материала. МГ способен сформировать «жесткий» каркас, который, с одной стороны, ограничивает подвижность полимерных цепей. С другой – позволяет реализовать «легкое» скольжение по графеновым слоям, которое также снижает трение макромолекул и глобул, и – как следствие – приводит к снижению механических потерь. Получены новые оценки для теплоемкости и показана ее зависимость от частоты циклического нагружения.

Получены новые результаты эволюции удельного сопротивления функциональных фторполимеров, наполненных МГ, при in situ нагружении по разработанной программе. Получены пороговые зависимости сопротивления, связанные с нарушением проводимости. Наблюдаемые изменения сопротивления при деформации могут служить функциональным сенсором (индикатором) для процессов неупругого деформирования и повреждения материала. Специально проведенные экспериментальные исследования показали, что у образца, для которого не проводились первый – шестой этапы программы нагружения (монотонное «жесткое» растяжение без предварительных этапов циклического нагружения) скорость роста сопротивления была выше, чем у образца, подвергнутого циклическому нагружению. Это происходит из-за разрушения адгезионных связей и появления новых механизмов деформирования, которые ранее были обнаружены при помощи АЭ. Таким образом история нагружения оказывает существенное влияние на удельное сопротивление функциональных фторполимеров НП-Силур, наполненных МГ.

Деформационные постоянные и эволюция проницаемости нефтенасыщенных и экстрагированных низко- и высокопористых карбонатных пород при трехосном непропорциональном нагружении

[1]Зайцев А.В., [2]Химуля В.В., [2]Шевцов Н.И., [2]Карев В.И., [2]Коваленко Ю.Ф.
[1]Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь
[2]Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН, Москва

Проведена обработка результатов испытаний кубических образцов высоко- и низкопористых нефтенасыщенных известняков, слагающих продуктивные пласты одного из месторождений Пермского края. Эксперименты проведены на «Испытательной системе трехосного независимого нагружения» (ИСТНН) лаборатории геомеханики ИПМех РАН. ИСТНН обеспечивает равномерное приложение нагрузок при «жестком» и «мягком» нагружении по всей площади поверхности образца в процессе деформирования, включая стадию разрушения [1–7]. Измерение проницаемости осуществлялось вдоль одной оси непрерывно во время проведения эксперимента. Боковая поверхность образцов была герметизирована.

Разработана программа трехосного непропорционального нагружения. Нагружение проводилось в три этапа, которые отличались друг от друга величиной давления всестороннего сжатия. На всех этапах активное нагружение и разгрузка осуществлялись предельно «жестко». Это позволяло исключить приток энергии со стороны нагружающей системы, который потенциально мог выступить источником для развития неконтролируемого макроразрушения образцов высоко- и низкопористых нефтенасыщенных известняков. Давление всестороннего сжатия поддерживалось постоянным (2, 10 или 20 МПа на первом, втором и третьем циклах нагружения соответственно) по двум осям x_1 и x_3 (предельно «мягкое» нагружение), по третьей оси x_2 было реализовано вновь предельно «жесткое» активное сжатие.

Была выдвинута гипотеза, что высоко- и низкопористые нефтенасыщенные известняки трансверсально-изотропны. Плоскость изотропии задается напластованием, если оно может быть определено. Идентификация пяти упругих модулей (две пары модулей нормальной упругости и коэффициентов Пуассона, а также продольный модуль сдвига) трансверсально-изотропного тела связана с необходимостью решения недоопределенной системы уравнений. Для решения проблемы недоопределенности предполагалось, что исходному трансверсально-изотропному телу ставится в соответствие фиктивное изотропное.

Использовались два способа определения модуля нормальной упругости и коэффициента Пуассона фиктивного изотропного тела. В первом способе для исходной недоопределенной системы из трех уравнений (обобщенный закон Гука) записывались две системы, из решения которых находились две пары искомых модулей. Второй способ идентификации упругих модулей фиктивного изотропного тела связан с решением двух уравнений, записанных в инвариантном виде. Эти уравнения содержат величины, инвариантные относительно преобразований, допустимых над изотропным телом, а коэффициентами связи являются модули сдвига и объемного сжатия [8, 9]. В отличие от первого способа удается определить единственную пару искомых модулей. Найденные модули нормальной упругости и коэффициенты Пуассона фиктивного изотропного тела, подставленные в системы из трех уравнений обобщенного закона Гука, позволяют записать выражения для оставшихся трех упругих модулей трансверсально-изотропной горной породы. В первом способе будет четыре варианта определения искомых величин, а во втором – два.

Проводилась проверка удовлетворения найденных независимых упругих модулей горных пород условиям положительности собственных значений оператора упругости (условие существования упругого трансверсально-изотропного тела). Если упругие модули не удовлетворяли вышеперечисленным условиям в форме неравенств, делался вывод о том, что найденные характеристики не являются искомыми деформационными постоянными. Значения четырех упругих модулей были идентифицированы для четырех литотипов высоко-

и низкопористых нефтенасыщенных известняков. Проведена оценка влияния предварительной экстракции на упругие свойства карбонатных пород. Показано существенное влияние органической фазы на значения модулей нормальной упругости, коэффициентов Пуассона и нормированных коэффициентов проницаемости в направлении активного нагружения для различных диапазонов давлений обжатия. Условие положительности собственных значений оператора упругости, а также использование модуля Юнга в плоскости напластования в качестве четвертной независимой характеристики, определяемой для фиктивного изотропного тела, является «жесткими» и чувствительными к изменению типа упругой симметрии ограничениями, позволяющими обнаружить признаки деформационной анизотропии. Пятая деформационная постоянная – продольный модуль сдвига не может быть найден из решения системы уравнений обобщенного закона Гука из-за отсутствия в программе нагружения сдвига. Для ее определения можно воспользоваться ограничениями в форме неравенств [10–13], или разработать методику проведения эксперимента на кручение образца из геоматериала и последующую его расшифровку. Модуль сдвига в поперечной плоскости (плоскость изотропии) принимался равным модулю сдвига фиктивного изотропного тела.

Исследованы закономерности эволюции проницаемости высокопористых известняков при проведении экспериментов по разработанной программе. Это изменение отражает законометрости механического поведения и проявления различных механизмов разрушения. Рост проницаемости неэкстрагированных образцов при активном нагружении и давлении обжатия 2 МПа свидетельствовал о появлении дефектов, зарождение которых происходит по механизмам сдвига. Однако при давлениях обжатия 10 и 20 МПа на втором и третьем циклах нагружения неэкстрагированных высокопористых известняков (и экстрагированных пород на всех этапах нагружения) наблюдается устойчивая компакция геоматериалов, сопровождаемая значительным уменьшением размера пор и смыканием трещиноподобных дефектов. Это приводит к снижению проницаемости геоматериала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ 25–21–00442).

1. О разрушении осадочных горных пород в условиях сложного трехосного напряженного состояния / В.И. Карев, Д.М. Климов, Ю.Ф. Коваленко, К.Б. Устинов // Изв. РАН. МТТ. – 2016. № 5. – С. 15–21.
2. Экспериментальное исследование деформирования горных пород в условиях плоской деформации и плоского напряженного состояния / Ю.В. Сидорин, К.Б. Устинов, А.А. Сиротин, и др. // Процессы в геосредах. – 2016. – № 6. – С. 148–155.
3. Эволюция поврежденности при сложном неравнокомпонентном сжатии песчаника по данным акустической эмиссии / И.А. Пантелеев, Ю.Ф. Коваленко , Ю.В. Сидорин , и др. // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т. 22, № 4. – С. 56–63.
4. Шевцов Н.И., Зайцев А.В., Пантелеев И.А., Исследование связи напряженно-деформированного состояния горных пород с потоком акустической эмиссии на испытательной системе трехосного независимого нагружения // Процессы в геосредах. – 2019. – № 1(19). – С. 129–136.
5. Эффект Кайзера при трехосном сжатии песчаника с последовательным вращением эллипсоида заданных напряжений / И.А. Пантелеев, В.А. Мубассарова, А.В. Зайцев , и др. // ФТПРПИ. – 2020. – № 3. – С. 47–55.
6. Эффект Кайзера при многоосном непропорциональном сжатии песчаника / И.А. Пантелеев, В.А. Мубассарова, А.В. Зайцев, и др. // Доклады РАН. Физика, технические науки. – 2020. – Т. 495. – № 1. – С. 63–67.
7. Ориентационная природа эффекта деформационной памяти при трехосном циклическом неравнокомпонентном сжатии песчаника / И.А. Пантелеев, А.В. Зайцев, К.Б. Устинов, и др. // Вестник Самарского гос. технического ун-та. Физико-математические науки. – 2022. Т. 26, № 2. – С. 293–310.
8. Победря Б.Е. Механика композиционных материалов. – М.: Изд-во МГУ, 1984. – 336 с.
9. Рыхлевский Я. О законе Гука // ПММ. – 1984. – Т. 48., Вып. 3. – С. 420–435.
10. Barden L. Stresses and displacements in a cross anisotropic soil // Geotechnique. – 1963. – Vol. 13, № 3. – P. 198–210.
11. Knops R.J., Payne L.E. Uniqueness theorems in linear elasticity. Springer Tracts in Natural Philosophy. – Vol. 19. – Berlin, Heidelberg: Springer, 1971. – 132 p.
12. Exadaktylos G.E. On the constraints and relations of elastic constants of transversely isotropic geomaterials // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. – 2001. – Vol. 38, № 7. – P. 941–956.
13. Батугин С.А., Ниренбург Р.К. Приближенная зависимость между упругими константами анизотропных горных пород и параметры анизотропии // ФТПРПИ. – 1972. – № 1. – С. 43–52.

Кинетика формирования твердых растворов и упорядоченных фаз в биметаллической порошковой системе 3Nb-0,88Al в условиях механической активации

[1,2]Ишков А.Д., [1,2]Дитенберг И.А.

[1]Томский государственный университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Высокоэнергетическая механическая активация является эффективным способом интенсификации взаимодействия компонентов порошковой смеси за счёт накопления высокой плотности дефектов, увеличения площади их контакта и ускорения процессов массопереноса. Несмотря на многочисленные исследования системы Nb–Al, особенности кинетики формирования промежуточных и упорядоченных фаз непосредственно в процессе механической активации изучены недостаточно полно. Целью настоящей работы являлось исследование влияния продолжительности механической активации на формирование твёрдых растворов и упорядоченных соединений в порошковой смеси 3Nb–0,88Al.

Исследование методом рентгеноструктурного анализа проведено на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 используя Cu Kα излучение. Полнопрофильный рентгенофазовый анализ проводился на основе метода Ритвельда. Морфологические изменения порошковой смеси анализировали с использованием сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного анализа на Tescan Vega 3 SBH при 30 кВ.

Установлено, что уже после активации продолжительностью 1,5 мин появляются признаки проникновения алюминия в кристаллическую решётку ниобия, свидетельствующие о начале формирования твёрдого раствора Nb(Al). В интервале 2,5–5,5 мин фиксируется образование твёрдого раствора внедрения $Nb_{0,84}Al_{0,16}$, а начиная с 3,5 мин – твёрдого раствора замещения $Nb_{0,82}Al_{0,18}$. По мере увеличения продолжительности обработки объёмная доля твёрдых растворов изменяется, что отражает повышение концентрации алюминия в решётке ниобия и развитие процессов аномального массопереноса.

Первые признаки формирования упорядоченного соединения Nb_2Al (2,54%) обнаружены после 4,5 мин активации. При увеличении продолжительности обработки до 5,5–6,5 мин возрастает объёмная доля Nb_2Al (до 6,29%) и фиксируется появление фазы $NbAl_3$ (6,25%). После 10,5 мин механической активации выявлено образование соединения Nb_3Al (3,73%), которое, согласно литературным данным [1, 2], синтезируется только после последующего высокотемпературного отжига механически активированных прекурсоров. Дальнейшее увеличение времени обработки до 20,5 мин, сопровождается перераспределением объёмных долей твердых растворов и упорядоченных фаз.

Полученные результаты показывают, что увеличение продолжительности механической активации последовательно интенсифицирует процессы растворения алюминия в ниобии и способствует образованию упорядоченных соединений. Формирование Nb_2Al, $NbAl_3$ и Nb_3Al непосредственно в процессе механической активации свидетельствует об определяющей роли аномального массопереноса, обусловленного высокодефектным структурным состоянием материала в областях сопряжения компонентов порошковой смеси в условиях интенсивной пластической деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0005.

1. Preparation of Nb_3Al superconductor by powder metallurgy and effect of mechanical alloying on the phase formation / Z. Liu, Y. Chen, L. Du, P. Li, Y. Cui, X. Pan, G. Yan // J. Mod. Transport – 2014. – Vol. 22. – P. 55058. – DOI: 10.1016/j.tca.2011.11.017.

2. Peng Z., Suryanarayana C., Froes F.H. Mechanical Alloying of Nb-AI Powders // Metall. Mater. Trans. A. – 1994. – Vol. 27. – P. 41-48. – DOI: 10.1007/BF02647745.

Влияние длительного отжига при 700 °С на структуру высокоазотистой аустенитной стали после прокатки на 60 %

[1, 2]Ким А.В., [1]Полехина Н.А., [1]Аккузин С.А., [1, 2]Литовченко И.Ю.
[1]Институт физики прочности и материаловедения имени В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Высокоазотистые аустенитные стали применяются в различных областях промышленности, от нефтедобывающей до медицинской. Легирование азотом обеспечивает аустенитным сталям повышенные прочностные свойства, как в закаленном состоянии, так и после термомеханической обработки (ТМО), а также повышение стабильности аустенита при снижении содержания дорогостоящего стабилизатора γ-фазы – никеля. Вместе с тем легирование азотом изменяет структурно-фазовые превращения, что необходимо учитывать при прогнозировании результатов термомеханической обработки и условий эксплуатации при повышенных температурах.

В настоящей работе исследована стабильная высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш-М (07Х20Г11АН6) в холоднодеформированном состоянии и после длительного старения. Исходное состояние получено закалкой от Т = 1100 °С с выдержкой 1 час и последующей деформацией прокаткой на ≈ 60% при комнатной температуре. После холодной деформации образцы подвергали старению при Т = 700 °С в течение 100 часов. Особенности микроструктуры стали исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии.

Показано, что холодная пластическая деформация приводит к формированию микроструктуры с высокой плотностью микродвойников нескольких кристаллографических систем. Помимо наноразмерных (средняя ширина менее 100 нм) пластин двойников обнаружено формирование полос локализации деформации (типа shear band) с последующей фрагментацией и образованием фрагментов субмикро- и нанокристаллического масштаба с мало- и высокоугловыми границами разориентации.

Отжиг деформированного на ≈ 60% состояния привёл к рекристаллизации микроструктуры. Формируется микроструктура из новых зерен, практически не содержащих дефекты, или с низкой плотностью дислокаций. При анализе дифракционных картин обнаружены высокоугловые разориентировки и наличие нескольких осей зон аустенита. Одновременно отмечается выделение и рост грубодисперсных частиц второй фазы, среди которых идентифицированы частицы карбидов типа карбидов $M_{23}C_6$ и нитридов типа Cr_2N. В отличие, от старения закаленного и менее деформированных состояний, где частицы различной морфологии (пластинчатые, линзовидные) выделяются колониями по механизму прерывистого распада, в деформированном на ≈ 60% состоянии обнаружены грубодисперсные частицы размерами более 500 нм и внутризеренные наноразмерные выделения до 100 нм. Частицы карбонитридов типа MX (где M – Cr, Nb, V и Mo, X – N, C), присутствующие в закаленном состоянии стали, остаются стабильными в условиях длительного старения при исследованной температуре.

Старение приводит к некоторому снижению прочностных свойств, при этом относительное удлинение увеличивается в 3 раза относительно деформированного состояния. Предел прочности после старения остается выше 1 ГПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0005.

Классификация фазовых переходов порядок–беспорядок A1→D1a в сплавах Au_4Cr, Au_4Mn, Au_4V, Ni_4Mo и Ni_4W

[1]Клопотов А.А., [1]Абзаев Ю.А., [1]Мелентьев С.В., [2]Потекаев А.И.,
[1]Волокитин О.Г., [1]Лавров В.Ю., [1]Лоскутов О.М.
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[2]Национально исследовательский томский государственный университет, Томск

Фазовые переходы порядок–беспорядок (ФП П–Б) в интерметаллидных сплавах служат удобной моделью для исследования потери устойчивости дальнего атомного упорядочения при нагреве. В упорядоченном состоянии атомы разных сортов занимают строго определённые кристаллографические позиции, что обусловливает дальний порядок, изменение дифракционной картины, параметров элементарной ячейки, электронной структуры и магнитных свойств. При разупорядочении эта регулярность разрушается: сверхструктурные рефлексы ослабевают, параметр дальнего порядка η уменьшается, а фаза со сверхструктурой D1a переходит в более симметричную разупорядоченную фазу A1. Изучение ФП П–Б важно не только для фундаментальной физики, но и для материаловедения, поскольку стабильность дальнего порядка определяет жаропрочность, коррозионную стойкость, резистивные характеристики и возможности предсказательного дизайна сплавов.

Целью работы было разработать классификацию ФП П–Б в изоструктурных сплавах A_4B (Au_4Cr, Au_4Mn, Au_4V, Ni_4Mo, Ni_4W) со сверхструктурой D1a на основе совместного анализа параметра дальнего порядка, ширины двухфазной области, энергии упорядочения и тетрагонального искажения решётки.

В работе [1] показано, что в указанных сплавах разупорядочение не происходит по единому механизму, несмотря на идентичность пространственной группы и общего типа расположения атомов по узлам кристаллической решетки. Установлено, что температурные зависимости η(T), ширина двухфазной области ΔT, энергия упорядочения $W_{уп}$ и тетрагональность $(1–c/a)$ существенно различаются [1,2]. Поэтому классификация ФП П–Б требует учёта совокупности параметров, отражающих термодинамику, кинетику разрушения порядка и электронно-магнитное состояние.

Предлагаемая классификация основана на пяти критериях: максимальная достижимая степень дальнего порядка η_{max}; ширина двухфазной области ΔT; производная $d\eta/d(T/T_к)$, характеризующая скорость разрушения атомного дальнего порядка вблизи $T_к$; энергия упорядочения $W_{уп}$; тетрагональность $(1–c/a)$. Дополнительными признаками служат коэффициент $\xi=k_BT_к/W_{уп}$ (k_B – постоянная Больцмана), электронная концентрация и магнитное состояние [1,2].

Первый тип ФП П–Б, который характеризуется «экстремально жёстким» разупорядочением и реализуется в сплаве Au_4V. В этом сплаве высокое значение дальнего порядка сохраняется почти вплоть до T_K, а затем упорядоченная фаза резко исчезает в узком интервале. Это обусловлено особенностями d-электронов ванадия, высокой устойчивостью локальных связей и спецификой ближнего порядка.

Таблица 1. Обобщённые параметры ФП П–Б в сплавах Au_4Cr, Au_4Mn, Au_4V, Ni_4Mo и Ni_4W

Сплав	T_K	η_{max}	η перед T_K	ΔT, K	$1 – c/a$	$d\eta/d(T/T_K)$	$W_{уп}$, эВ/ат	Характер разупорядочения
Au_4V	838	0.94	0.90	15	0.018	0.3	0.173	«экстремально жёсткий»
Ni_4Mo	1148	1. 0	0.85	16	0.015	1.6	0.210	«промежуточно-жёсткий»
Au_4Cr	633	0.84	0.66	30	0.0006	0.5	0.103	«жёсткое»
Au_4Mn	638	0.90	0.70	35	0.018	1.0	0.114	«промежуточное»
Ni_4W	1268	0.91	0.66	40	0.014	8.0	0.238	«экстремально мягкое»

Второй тип ФП П–Б реализуется в сплаве Ni_4Mo и характеризуется как термодинамически устойчивый с высокими значениями степени дальнего порядка, узкой двухфазной областью и можно назвать как «промежуточно-жёсткий». Также в этом сплаве установлено, что параметр тетрагональности (1-*c/a*) не зависит от η. Такая не зависимость (1−*c/a*) от η связана с большей жесткостью межатомных взаимодействий в кристаллической решетке и более сильным d-d-взаимодействием.

Третий тип ФП П–Б наблюдается в сплаве Au_4Cr и в нем происходит магнитно-компенсированное разупорядочение и можно назвать как «жёсткое» разупорядочение. В этом сплаве несмотря на малую энергию упорядочения $W_{уп}$≈0.103 эВ/ат. стабильность обеспечивается антиферромагнитным вкладом. Переход имеет умеренную ΔT ≈30 K и малую производную dη/d(T/Tк)≈0.5, что позволяет расположить разупорядочение в сплаве Au_4Cr между «экстремально жёстким» характером разупорядочения в сплаве Au_4V и «промежуточно-жёстким» характером разупорядочения в сплаве Ni_4Mo.

Процесс разупорядочения в плаве Au_4Mn можно относится к четвёртому типу ФП П–Б, который характеризуется значительной тетрагональностью и ферромагнетизмом. Наличие значительной тетрагональности (1−*c/a*) и ферромагнетизма проявляется в смешанном механизме процесса разупорядочения: химические, упругие и магнитные вклады сопоставимы. Это позволяет отнести характер разупорядочения в сплаве Au_4Mn к «промежуточному».

Пятый тип ФП П–Б можно назвать «экстремально мягким» и этот процесс разупорядочения наблюдается в сплаве Ni_4W. Высокая энергия упорядочения не предотвращает резкого разрушения порядка из-за конкуренции с δ-фазой, что требует учёта многочастичных корреляций и ангармонизма [2].

Предложенная классификация представлена в таблице 1. На основе ее анализа был выстроен ряд по уменьшению жёсткости разупорядочения (по скорости разрушения порядка): $Au_4V \rightarrow Au_4Cr \rightarrow Au_4Mn \rightarrow Ni_4Mo \rightarrow Ni_4W$. Однако при оценке абсолютной термической устойчивости лидируют Ni_4Mo и Ni_4W. Это подчёркивает многокритериальность схемы, различающей «энергетически устойчивый», «структурно жёсткий», «магнитно стабилизированный» и «конкурентно мягкий» переходы.

Практическая ценность классификации – в возможности предварительного отбора новых сплавов D1a. Для сохранения дальнего порядка в сплавах до Tк предпочтительны признаки, сконцентрированные в сплаве Au_4V (малая dη/d(T/Tк), узкая ΔT, высокая остаточная η). Для высокотемпературного применения упорядоченных сплавов важно определить значения $W_{уп}$ и Tк, но также необходимо контролировать образование конкурирующие фазы (как например в сплаве Ni_4W). В сплавах на основе Au магнитное состояние может дополнительно стабилизировать фазу даже при низком значении энергии упорядочения $W_{уп}$.

Таким образом, на основе анализа учёта параметров ФП П–Б в исследуемых сплавах: η_{max}, ΔT, dη/d(T/Tк), $W_{уп}$, ξ и тетрагональности (1−*c/a*) предложена классификация фазовых переходов порядок–беспорядок D1a→A1. Сплав Au_4V демонстрирует пример «экстремально жёсткого» разупорядочения с сохранением дальнего атомного порядка почти до температуры Tк и узкой двухфазной областью. Сплав Ni_4W демонстрирует характер разупорядочения «экстремально мягкое», где высокая энергия упорядочения $W_{уп}$ сочетается с широкой двухфазной областью и резким разрушением атомного дальнего порядка из-за образования конкурирующих структур.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема (FEMN-2026-0003).

1. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. М.: Наука. 1989. 245 с.
2. Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Мелентьев С.В. Фазовые переходы порядок-беспорядок в сплавах со сверхструктурой D1*a.* Монография под ред. В. В. Рубаника. Перспективные материалы и технологии.– Минск: БГУИР. – 2026. – Т. 2. – С.82-93.

Многоуровневое моделирование представительного объема листа стали AISI 304H в процессе многостадийной горячей прокатки

Кондратьев Н.С., Балдин М.Н., Безверхий Д.С., Подседерцев А.Н.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В современном мире непрерывно повышаются требования к прочностным и эксплуатационным характеристикам изделий из металлов и сплавов. Существенную роль в формировании необходимых эксплуатационных свойств играет дефектная и зеренная структура материала, которая определяется режимами технологической обработки металлов давлением [1]. Основу этой технологии составляет пластическая деформация, в ходе которой при повышенных температурах в поликристаллах развиваются термоактивируемые процессы динамической рекристаллизации и возврата [2]. Динамическая рекристаллизация представляет собой процесс образования и роста новых зерен с низкой плотностью дефектов [3], что обусловливает разупрочнение материала. Возврат является процессом перестройки дислокационной структуры, при котором происходит аннигиляция и перераспределение дислокаций, образование субзеренных границ, сопровождаемое снижением внутренней энергии накопленных дефектов [4]. Возврат изменяет и подготавливает субзеренную структуру деформированного материала и создает условия для появления зародышей рекристаллизации [5].

Для описания процесса динамической рекристаллизации применялась разработанная ранее физически-ориентированная многоуровневая статистическая модель [6]. Модель включала в себя уровень поликристалла – представительный объем зерен, мезоуровень-I – уровень отдельного зерна для определения напряженно-деформированного состояния, и мезоуровень-II – уровень субзерна для описания процесса рекристаллизации. Разработанная модель была модифицирована для учета влияния растворенных легирующих элементов на процесс рекристаллизации. Модель применена для случая, когда влияние выделенных частиц вторичных фаз мало – к описанию рекристаллизации в сталях AISI 304L, AISI 304H при высоких температурах. Основными выделенными частицами вторичных фаз в данных сталях, влияющими на миграцию границ являются карбиды, растворяемые при повышенных температурах, соответствующих рекристаллизации [7].

С помощью предложенной модификации многоуровневой модели динамической рекристаллизации выполнено моделирование многостадийного процесса горячей прокатки, включающего этапы черновой и чистовой обработки [8]. Объектом моделирования являлся представительный объем материала в центральной части сляба, полученного методом непрерывного литья, из стали AISI 304H. Характерная толщина сляба перед горячей прокаткой составляла $165 \div 300$ мм и уменьшалась до значений $1 \div 10$ мм после завершения многостадийного процесса, что соответствует суммарной истинной деформации порядка $2 \div 6$ [9]. Исходная микроструктура сляба характеризуется крупными зернами со средним размером порядка $10^3 \div 10^4$ мкм [10]. Основными задачами горячей прокатки являются уменьшение толщины заготовки до заданных размеров, а также формирование однородной мелкозернистой структуры [8]. Это имеет ключевое значение для обеспечения качества и повышения прочностных свойств изделий, получаемых последующими операциями формовки, гибки и другими.

Для исследования эксплуатационных характеристик рассматривается представительный объем стали AISI 304H с явным описанием дефектной и зеренной полиэдрической структуры. Для этого применялся разработанный аппарат гибридного моделирования [11]. В ходе прокатки форма и размеры зерен изменялись, что приводило анизотропии механических свойств материала. В качестве нагружения при эксплуатации рассматривалось одноосное растяжение, являющееся характерным режимом нагружения для прокатанного листа из данного сплава в условиях практического применения [12]. Полученные результаты демонстрируют влияние формы и ориентации зерен на локализацию напряжений и величину предела текучести, что подтверждает эффективность предложенного гибридного подхода для

анализа и прогнозирования эксплуатационных характеристик изделий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002.

1. Khorasani F., Jamaati R., Aval H. J. On the use of thermomechanical processing to enhance the strength-ductility-toughness balance of plain low-carbon steel // Heliyon. – 2024. – Vol. 10, No. 17. – e36704. – DOI: 10.1016/j.heliyon.2024.e36704.
2. Dynamic Recrystallization Model of High-Temperature Deformation and Finite Element Analysis of Microstructure Evolution of 14Cr1Mo Pressure Vessel Steel / B. Yu, B. Zhang, R. Shi, F. Mao, S. Wei, D. Yang // Materials. – 2025. – Vol. 18, No. 15. – 3531. – DOI: 10.3390/ma18153531.
3. Humphreys J., Rohrer G., Rollett A. Grain Growth Following Recrystallization. – Oxford: Elsevier, 2017. – 704 p. – DOI: 10.1016/B978-0-08-098235-9.00011-2
4. Dual electrochemical treatments to improve properties of Ti6Al4V alloy / S. Rossi, L. Volgare, Perrin-C. Pellegrino, C. Chassigneux, E. Dousset, M. Eyraud // Materials. – 2020. – Vol. 13, No. 11. – 2479. – DOI: 10.3390/ma13112479.
5. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions / T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, Jonas J.J. // Progress in materials science. – 2014. – Vol. 60. – P. 130-207. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
6. Bezverkhy D.S., Kondratev N.S. Multilevel statistical model describing discontinuous dynamic recrystallization // Russian Physics Journal. – 2024. – Vol. 67, No. 10. – P. 1538–1547. – DOI: 10.1007/s11182-024-03279-x.
7. Strengthening and Embrittling Mechanism of Super 304H Steel during Long-Term Aging at 650° C / Y. Wu, F. Chai, J. Liu, J. Wang, Y. Li, C. Du // Materials. – 2024. – Vol. 17, No. 3. – 740. – DOI: 10.3390/ma17030740.
8. Формирование структурного состояния высокопрочной низколегированной стали при горячей прокатке и контролируемом охлаждении / В.Н. Урцев и др. // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120. – № 12. – С. 1335–1344.
9. Николаев В.А., Васильев А.А. Анализ параметров прокатки на широкополосных станах // Сталь. – 2014. – № 3. – С. 47–52.
10. Formation of Ultrafine-Grained Dual-Phase Microstructure by Warm Deformation of Austenite in High-Strength Steel / W. Shu, Y. Fan, R. Li, Q. Liu, Q. Lai // Materials – 2025. – Vol. 18, No. 6. – 1341. – DOI: 10.3390/ma18061341.
11. Kondratev N., Podsedertsev A., Bezverkhy D. A Hybrid Multilevel Model for Describing the Full Manufacturing–Operation Cycle // Metals. – 2025. – Vol. 15, No. 12. – P. 1325. – DOI: 10.3390/met15121325
12. Jaimes J.E.B., García-Páez I.H., García-Medina V. Analysis of formability of AISI 304 steel sheets with different thicknesses by the tensile properties // Revista UIS Ingenierías. – 2022. – Vol. 21, No. 4. – P. 97–106. – DOI: 10.18273/revuin.v21n4-2022009.

Фазовый состав полуаморфного высокоэнтропийного сплава AlNbNiTiCo

[1]Копцев М., [2]Абзаев Ю.А., [1]Лаптев Р.С.
[1]Томский политехнический университет, Томск
[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Высокоэнтропийные и химически сложные сплавы (ВЭС) принципиально отличаются от традиционных концентрированных растворов тем, что фазовое состояние в системах определяется не только знаком и величиной энтальпии смешения, но и сложной конкуренцией вкладов конфигурационной энтропии, локальных упругих искажений, короткодействующим порядком, кинетикой диффузии и межфазной энергией [1–3].

Для алюминий-содержащих ВЭС важна также тенденция к стабилизации ОЦК-подобных состояний и производных в виде упорядоченных B2-структур, поскольку алюминий резко усиливает химический контраст между подрешётками и нередко переводит систему из плотноупакованных конфигураций в ОЦК/B2-область фазового пространства [4,5].

Объектом исследования был выбран высокоэнтропийный сплав (ВЭС) системы AlNbNiTiCo. Образцы сплава были получены методом дуговой плавки в атмосфере аргона. Для исследований объемные образцы механически диспергировались в планетарной мельнице АГО-2. Рентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 (Cu Kα). Просвечивающая электронная микроскопия и селективная электронная дифракция (SAED) выполнялись на микроскопе JEOL JEM-2100. Экспериментальная дифрактограмма AlNbNiTiCo (рис. 1) демонстрирует характерную картину, сочетающую интенсивные узкие брэгговские максимумы со значительным вкладом диффузного фона. В ВЭС присутствует как кристаллическая, так аморфная фаза. Отсутствие сверхструктурных рефлексов B2-типа в диапазоне малых углов (2θ 30) не позволяет считать B2 основной объёмной фазой.

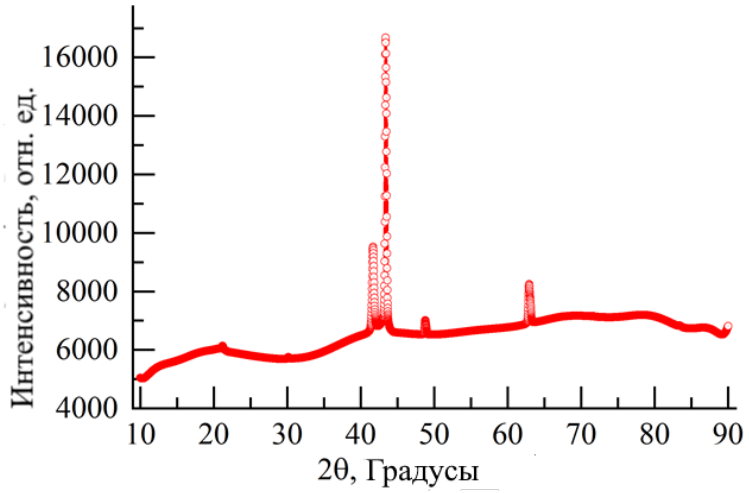


Рис. 1. Экспериментальная дифрактограмма сплава AlNbNiTiCo

SAED – электронограммы демонстрируют рефлексы в виде пятен, дугового распределения интенсивности и непрерывных линий (рис. 2). Непрерывные кольца соответствуют статистически большому числу случайно ориентированных кристаллитов в выбранной области, тогда как дуги свидетельствуют о неслучайном распределении ориентировок, или на текстуру или ограниченное число доминирующих ориентационных семейств. Для наиболее информативных электронограмм отношения радиусов основных колец близки к соотношению 1:√2:√3, что соответствует последовательности ОЦК-рефлексов {110}, {200} и {211}.

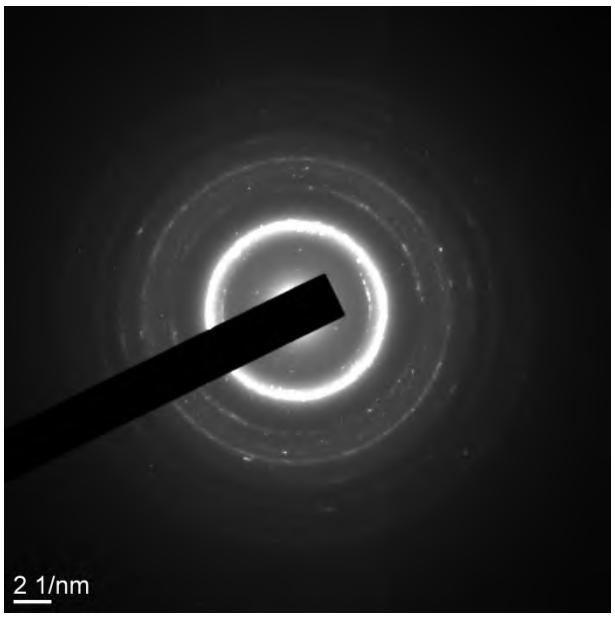


Рис. 2. SAED-картина с интенсивным внутренним кольцом и более слабым внешним кольцевым максимумом; масштаб 2 нм$^{-1}$

Доминирующей структурой является ОЦК решётка с параметром близким значению a3.20±0.05 Å. ОЦК фазе соответствуют основные рефлексы на дифрактограмме (2θ ≈ 42°,44°,49°,63°) и непрерывные дифракционные кольца на SAED-электронограммах. Структурно ОЦК фаза характеризуется установившимся дальним трансляционным порядком, при котором химическое распределение атомов остаётся статистически разупорядоченным. Наряду с кристаллическим каркасом, в материале присутствует полуаморфная фаза, интегральный вклад которой в отраженную интенсивность составляет около 40%.

Исследование выполнено при поддержке госзадания «Наука» (грант № FSWW-2026-0044).

1. Ranganathan S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails // Current Science. – 2003.–Vol.85, №10. – P. 404–1406.
2. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, et al. // Advanced Engineering Materials. – 2004. – Vol.6, №.5. – P. 299–303.
3. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // Materials Science and Engineering A. – 2004. – Vol. 375.– P. 213–218.
4. High-entropy alloy: challenges and prospects / Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C.T. Liu, Y. Yang // Materials Today. – 2016. – Vol. 19, № 6. – P. 349–362.
5. Crystallographic ordering in a series of Al-containing refractory high-entropy alloys / H. Chen, A. Kauffmann, S. Laube, et al. // Acta Materialia. – 2019. – Vol. 176. – P.123–133.

Оценка влияния остаточных напряжений на прочность материалов и деталей машин

Корсунский А.М.
Сколковский институт науки и технологий (Сколтех), Москва

Прочность – сложный технический русский термин, эквивалента которому не существует в английском, на который он переводится как “strength”, “resistance”, “endurance”, “durability”, “structural integrity”, и т.д. Термин «прочность» собирательный, включающий квазистатическое или длительное нагружение, динамическое нагружение (удар), мало-, много- и гигацикловую усталость, ползучесть, коррозионные эффекты, износ и т.п., и означающий способность сохранять не только целостность, но и несущую способность под воздействием разнообразных механических, тепловых, химических, электромагнитных и других воздействий.

Достоверное предсказание прочности – чрезвычайно трудная задача, требующая (а) понимания физических механизмов деградации и разрушения на всех масштабах структурной организации и рассмотрения материалов и деталей (нано-, микро-, мезо-, макро-), (б) соответствующих экспериментальных средств испытания материалов, а также (в) применения надежных математических методов расчета безопасного срока службы при сложных условиях эксплуатации. В то же время очевидно, что передовые методы расчета прочности представляют конкурентные возможности разработки более легких и эффективных передовых инженерных систем, тем самым открывая путь к технологическому лидерству.

Очевидно, что прочностные свойства определяются композицией и структурой материала. Однако деформационная история также оказывает весьма существенное влияние на прочность посредством модификации мезоструктуры (например, дислокаций и их распределением), чему неизбежно сопутствует возникновение внутренних (остаточных) напряжений. Следовательно, достоверная оценка прочности требует совместного учета по крайней мере трех аспектов: структуры (включая состав), деформационной истории (которая включает собственные деформации и сопутствующее упрочнение), и остаточные напряжения.

Наиболее популярные законы описания прочности материалов и деталей используют корреляцию между продолжительностью (долговечностью) и параметрами нагружения, выраженными в терминах напряжений. Это в равной мере относится к кривым Вёлера (S-N curves), закону Баскина для многоцикловой усталости, закону Пэриса для скорости роста трещины, и зависимости скорости деформации от температуры и приложенного усилия.

В лекции будут представлены способы учёта влияния остаточных напряжений на долговечность для разных условий эксплуатации. В качестве примеров будут рассмотрены остаточные напряжения, возникающие при пластической деформации, включая дробеструйную и лазерную ударную обработку, а также при термической закалке и фазовых превращениях.

1. Korsunsky A.M. A teaching essay on residual stresses and eigenstrains. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017. – 197 p.

Оценка износостойкости сталей 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ при различных видах механического воздействия

[1,2]Котов Д.И.

[1]Конструкторско-технологический филиал Института гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (КТФ ИГиЛ СО РАН), Новосибирск

[2]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Проведены триботехнические испытания сталей марок 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ в различных условиях механического воздействия: косой удар, трение качения и скольжения. В качестве инденторов использовали стальные ролики из закаленной низкоотпущенной стали ШХ15. Схема испытаний основана на косом ударе вращающегося ролика (индентора) с проскальзыванием по поверхности образца. Время испытаний определялось количеством циклов воздействия на образцы – 500 тыс. ударов. В качестве параметра оценки износостойкости использовали величину потери массы исследуемых сталей.

Материалами для проведения исследования являлись термически обработанные легированные стали типа 5ХНМ, 95Х6М3Ф3СТ и 11Х4В2МФ3С2. Характеристики анализируемых материалов приведены в таблице 1.

Таблица 1. Твердость и химический состав анализируемых сталей

Марка стали	Твердость, HRC (HV)	Массовая доля элементов, %							
		C	Si	Mn	Mo	Ni	V	Cr	W
11Х4В2МФ3С2 (ДИ37)	62 (804)	1,09	1,55	0,35	0,4	0,26	2,55	3,8	2,4
95Х6М3Ф3СТ (ЭК80)	64 (868)	0,94	0,65	0,3	0,35	0,23	2,55	5,4	< 0,50
5ХНМ	48 (600)	0,57	0,25	0,65	0,2	1,6	-	0,7	-

Износостойкость образцов из исследуемых материалов в процессе изнашивания оценивали по величине потери массы (рис. 1). Взвешивание производили через каждые 100 тысяч циклов воздействия индентора на образец. Общее количество циклов составляло 500 тысяч.

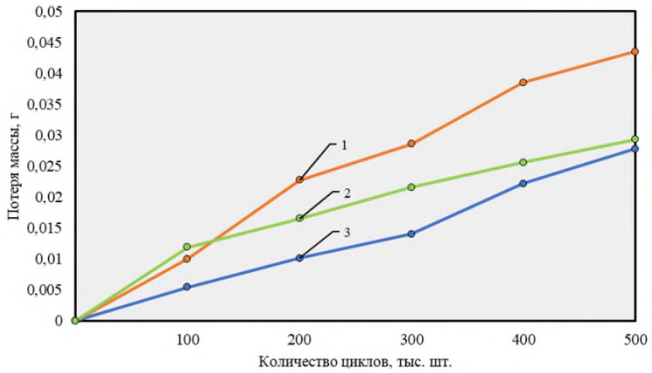
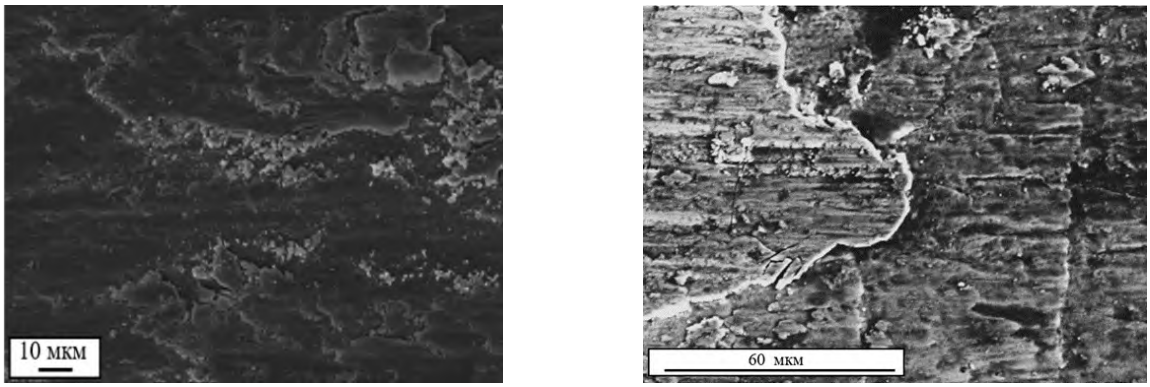


Рис. 1. Потеря массы образцов в процессе изнашивания по схеме, сочетающей косой удар, трение качения и скольжения: 1 – 11Х4В2МФ3С2, 2 – 5ХНМ, 3 – 95Х6М3Ф3СТ

Наименьшей износостойкостью из трех исследованных материалов, характеризуется сталь 11Х4В2МФ3С2 (кривая 1 на рис. 1). Уровень износостойкости стали 5ХНМ, является промежуточным (кривая 2 на рис. 1). Образцы из закаленной и отпущенной стали 95Х6М3Ф3СТ изнашиваются с меньшей скоростью (кривая 3 на рис.1). Следует подчеркнуть, что уровень износостойкости указанных материалов не коррелирует с их твердостью.

На рис. 2 представлены фотографии изношенных поверхностей на изученных в работе стальных образцах.



а б

Рис. 2. Снимки поверхностей трения образцов из сталей 11Х4В2МФ3С2 (а) и 95Х6М3Ф3СТ (б)

Образцы из стали 95Х6М3Ф3СТ охрупченными являются уже в исходном состоянии. Деградация их поверхности в процессе изнашивания также сопровождается образованием пленочных вторичных структур. Однако явных признаков пластической деформации в поверхностных слоях образцов из высокоуглеродистой комплексно легированной стали не наблюдается. На поверхностях трения зафиксированы площадки с присутствием множества хрупких фрагментов, раздробленных до субмикронных размеров (рис. 2, б).

Важнейшими факторами, которые необходимо учитывать при проведении испытаний и объяснении полученных результатов, являются высокая интенсивность пластической деформации и многократность динамического воздействии индентора. Очевидно, что при динамическом воздействии высокопрочного индентора в поверхностном слое изнашиваемого образца резко возрастает плотность структурных дефектов (дислокаций и вакансий), в результате чего изменяется комплекс механических и физико-химических свойств материала. Следствием таких изменений является ускорение диффузионных процессов, приводящее к усилению реакционной способности материала, насыщение поверхностного слоя кислородом, интенсивное формирование окислов элементов, присутствующих в сплаве. Таким образом, процесс деградации изнашиваемых материалов сопровождается интенсивными механохимическими преобразованиями в зоне контакта образца и индентора [1-3].

Несмотря на кардинальные различия в структуре и свойствах исследованных в работе материалов, определяющие особенности формирования топографии поверхностей трения, следует подчеркнуть, что для всех трех типов анализируемых материалов характерно формирование слоев вторичных структур. Причины их появления обусловлены увеличением количества вакансий, повышением плотности дислокаций, а также ростом реакционной способности интенсивно деформированного материала и насыщением его кислородом. Ранее проблемы анализа вторичных структур, формирующихся в процессах трения, обсуждались в работах Б.И. Костецкого с соавторами [3, 4]

Анализ результатов, полученных при эксплуатации машины трения, сочетающей в себе различные виды механизмов воздействия на испытываемые образцы, свидетельствует о возможности получения новых данных, касающихся механизмов деградации поверхностных слоев изношенных образцов.

1. Болдырев В.В. О кинетических факторах, определяющих специфику механохимических процессов в неорганических системах // Кинетика и катализ. – 1972 – Т. 13, № 6. – С. 1411-1421.
2. Гольдштейн Р.В., Осипенко Н.М. О механизмах зарождения трещин на границах карбидных частиц в сталях при циклическом нагружении // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2018. – № 4. – С. 67–76.
3. Костецкий Б.И., Мамин Г.Н. О двойственной роли кислорода при трении качения // Доклады АН СССР. – 1965 – Т. 162, № 4. – С. 803 – 805.
4. Костецкий Б.И. Структурно-энергетическая приспосабливаемость материалов при трении // Трение и износ. – 1985. – Т.6, №2. – С. 201-212.

Аддитивное формование высокотемпературных термопластов PEEK, PSU и PEI и их модифицирование нанопорошками

Криницын М.Г., Лернер М.И.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Высокотемпературные термопласты PEEK, PSU и PEI перспективны для изготовления функциональных деталей методом послойного наплавления, однако их переработка требует строгого управления тепловым режимом, межслойной адгезией и структурой расплава. В работе обобщены результаты подбора параметров FFF-печати гранулированных полимеров, оценки плотности и механических свойств полученных образцов, а также получения и введения оксидных нанопорошков Al_2O_3и TiO_2 в полимерные матрицы. Особое внимание уделено дефекту деламинации, который наиболее выраженно проявлялся для PEEK и был связан с недостаточной температурой построечной камеры, нарушением теплового градиента и ограниченной кристаллизацией полукристаллического полимера.

Для установления рабочих окон технологических параметров варьировали температуру печати, температуру стола или камеры, скорость перемещения экструдера, коэффициент экструзии и толщину слоя. Критерием приемлемого режима служило получение структурно целостных образцов с плотностью не ниже 90% от теоретической и отсутствием визуально либо микроскопически определяемых дефектов размером более 0,5 мм. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием в керосине, а контроль стабильности режимов выполняли на серии не менее пяти образцов для каждого материала. Механические испытания проводили для комплектов образцов, изготовленных в оптимальных диапазонах: использовали образцы типа I по ASTM D638 для растяжения, образцы по ASTM D790 для статического изгиба и образцы для определения ударной вязкости по Изоду без надреза при температуре 23 ± 2 °C и относительной влажности 40-50%.

Для PEEK приемлемая область печати была ограничена температурой экструдера 400-415 °C, скоростью 25-40 мм/с, коэффициентом экструзии 1,00-1,05 и толщиной слоя 0,20-0,30 мм. В этих условиях плотность составила 1,22-1,24 г/см^3, что соответствует 91-94% от теоретической, однако температура камеры 80 °C оказалась недостаточной для полного подавления расслоения и управления кристаллизацией. Для PSU наиболее устойчивый режим соответствовал температуре печати 355-365 °C, температуре стола 130-140 °C, скорости 20-50 мм/с и коэффициенту экструзии 1,00-1,07; плотность находилась в пределах 1,15-1,17 г/см^3. При повышении температуры экструдера до 370 °C и выше отмечалось пузырение, связанное с дегазацией. Для PEI оптимальными оказались температура печати 365-375 °C, температура камеры 100-120 °C, скорость 20-40 мм/с и коэффициент экструзии 1,00-1,05, при которых плотность достигала 1,22-1,23 г/см^3 и соответствовала 91-93% от теоретического значения.

Наиболее высокие механические характеристики среди исследованных полимеров показал PEEK: средняя прочность при растяжении составила 78,5 МПа при модуле упругости 3,78 ГПа и относительном удлинении 5,4%, прочность при изгибе - 127 МПа при модуле изгиба 3,9 ГПа, а ударная вязкость по Изоду без надреза - 6,8 кДж/м^2. PEI продемонстрировал близкий уровень свойств: прочность при растяжении 71,3 МПа, модуль 3,26 ГПа, удлинение 4,8%, прочность при изгибе 121 МПа, модуль изгиба 3,5 ГПа и ударная вязкость 5,9 кДж/м^2. Для PSU были получены более низкие значения: прочность при растяжении 58,2 МПа, модуль 2,32 ГПа, удлинение 3,2%, прочность при изгибе 96 МПа, модуль изгиба 2,6 ГПа и ударная вязкость 4,5 кДж/м2. Сопоставление с литературными значениями указывает, что резерв повышения свойств связан прежде всего с повышением температуры камеры, управлением ориентацией дорожек, снижением пористости и последующей термообработкой.

Нанопорошок Al_2O_3 получали методом электрического взрыва алюминиевой проволоки в кислородсодержащей атмосфере аргона. Использованный режим включал проволоку диаметром 0,35 мм и длиной 80 мм, емкость батареи конденсаторов 1,6 мкФ, зарядное напряжение 30 кВ, частоту взрыва 16 мин-1, давление буферного газа 3 атм и содержание кислорода 20%. Фактически введенная энергия составляла 2,50 от энергии сублимации при

запасаемом уровне 2,83, что соответствует потерям около 12%. Было получено 1000 г белого порошка Al_2O_3 со средним размером частиц 128 нм. Метод DCS показал близкое к логнормальному распределение, ПЭМ выявила преимущественно сферическую форму частиц, а рентгеноструктурный анализ подтвердил формирование δ-Al_2O_3 и γ- Al_2O_3 без фазы металлического алюминия.

Для получения композитных фидстоков порошки PEEK, PSU и PEI смешивали с 5% об. Al_2O_3 или TiO_2 после диспергирования в изопропиловом спирте, последующей сушки, гомогенизации в смесителе «Брабендер» и дробления расплава до гранул размером менее 2 мм. Введение оксидных наночастиц по-разному влияло на показатель текучести расплава. Для PEEK наблюдался резкий рост ПТР: с 6,4 до 56,1 г/10 мин при введении Al_2O_3 и с 6,1 до 48,1 г/10 мин при введении TiO_2. Для PEI изменение было умеренным: с 17,4 до 19,5 г/10 мин для Al_2O_3 и с 16,2 до 18,6 г/10 мин для TiO_2. Для PSU, напротив, ПТР снижался с 35,0 до 24,9 г/10 мин при введении Al_2O_3 и с 33,0 до 23,7 г/10 мин при введении TiO_2, что указывает на доминирование структурообразующего эффекта наполнителя в расплаве.

Исследование гибридных порошковых систем показало, что равномерность распределения дисперсных фаз определяется содержанием наночастиц и природой углеродного модификатора. При 5-10% об. нанофазы наблюдалось преимущественно равномерное распределение частиц в межчастичном пространстве микрофракции, тогда как повышение содержания до 15-20% приводило к появлению кластеров размером от десятков до сотен микрометров. Графеновый оксид в концентрациях 0,1-0,5 мас.% улучшал гомогенность, особенно при содержании наночастиц не более 10%, тогда как углеродные нанотрубки даже при 0,05 мас.% образовывали плотные агломераты и требовали увеличения времени смешивания на 20-30%. Полученные результаты показывают, что разработка устойчивых технологий аддитивной переработки высокотемпературных термопластов должна сочетать подбор теплового режима печати, контроль реологии фидстока, управление диспергированием наночастиц и обязательную термическую постобработку, особенно для PEEK.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня “Новые материалы специального назначения” (соглашение No 075-15-2025-589 о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г.).

Определение особенностей влияния высокотемпературного газофазного наводороживания на структуру и дефектное состояние циркониевого сплава Э110 в различных состояниях с применением *in situ* метода позитронной спектроскопии

Кругляков М.А., Кудияров В.Н., Лаптев Р.С.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Циркониевый сплав Э110 (Zr1%Nb) широко применяется в Российской Федерации при изготовлении дистанционирующих решеток и направляющих трубок в тепловыделяющих сборках (ТВС). Изменение эксплуатационных характеристик циркониевых сплавов в условиях высокотемпературного воздействия агрессивных сред обусловлено комплексом взаимосвязанных физико-химических процессов, среди которых особое место занимает водородное охрупчивание. Данный механизм деградации материала проявляется в снижении его пластичности и повышении трещиностойкости вследствие диффузионного накопления водорода в кристаллической решётке и последующего формирования гидридных фаз, характеризующихся разнообразной морфологией и кристаллографической ориентацией. Понимание механизмов водородного охрупчивания крайне важно для разработки эффективных стратегий повышения эксплуатационной надёжности конструкционных материалов современных ядерных реакторов. В этой связи в рамках данного исследования был проведен комплексный анализ фазовых превращений и эволюции дефектной структуры циркониевого сплава Э110 с применением *in situ* метода позитронной спектроскопии. в условиях контролируемого газофазного наводороживания

In situ исследования фазовых переходов во время процесса гидрирования проводились методами дифрактометрии с использованием источника синхротронного излучения на канале 5а «Дифракционное кино» Института ядерной физики им. Будкера СО РАН (Новосибирск). Однокоординатный детектор ОД-3М обеспечивает регистрацию дифракционного сигнала в широком угловом диапазоне (~30° по 2θ). Нагрев образцов осуществлялся с использованием высокотемпературной камеры HNK 2000. Для анализа особенностей эволюции дефектной структуры использовался *in situ* метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС). Источник для *in situ* анализа изготавливается перед каждым новым измерением путем облучения медной фольги в потоке тепловых нейтронов (10^{13} нейтрон/(см²·с)) в сухом вертикальном канале (ВЭК-6) исследовательского ядерного реактора ИРТ-Т ТПУ (Томск).

В данной работе было установлено, что при повышении температуры газофазного наводороживания циркониевого сплава Э110 свыше 400 °С наблюдается образование промежуточной метастабильной γ-фазы ZrH, которая по окончании процесса наводороживания полностью переходит в стабильную δ-фазу ZrH; при повышении температуры вплоть до 550 °С наблюдается схожий механизм, который в свою очередь протекает значительно быстрее, в частности, значительно сокращается время до образования δ-ZrH из метастабильного γ-гидрида ZrH.

Данное исследование было профинансировано в рамках государственной программы, Грант № FSWW-2026-0044.

Диффузионное легирование поверхностного слоя стали AISI 420 частицами инструмента WC-Co при обработке трением с перемешиванием

Кузнецов В.П., Воронцов И.А.
Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург

Обработка трением с перемешиванием (ОТП) применяется для упрочнения поверхностных слоев металлических материалов в твердом состоянии за счет сочетания фрикционного нагрева, интенсивной пластической деформации и перемешивания металла [1, 2]. При использовании твердосплавного инструмента WC-Co процесс может сопровождаться переносом материала инструмента в стальную матрицу. В этом случае поверхностный слой становится градиентной системой, в которой свойства определяются не только измельчением зерна, но и распределением частиц карбида вольфрама, их частичным растворением и последующей диффузией.

Цель работы заключалась в установлении закономерностей легирования поверхностного слоя стали AISI 420 частицами твердосплавного инструмента WC-Co в процессе ОТП и на формирование микроструктуры зоны перемешивания. Исследовали коррозионностойкую сталь AISI 420 состава, мас. %: 0,20 C, 0,40 Si, 0,28 Mn, 12,20 Cr, 0,53 Ni, 0,027 P, 0,003 S. ОТП проводили инструментом WC-Co диаметром 10 мм со сферической рабочей частью радиусом 10 мм. Нормальная сила составляла 3000 Н, частота вращения 2500 об/мин, глубина погружения 0,5 мм, время предварительного разогрева 30 с. Подачу инструмента назначали на основе ранее проведенных исследований [3] равной 50, 75 и 100 мм/мин.

Микроструктуру и распределение элементов в поверхностном слоее изучали методом сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным микроанализом. Исходный инструмент WC-Co содержал 80,34 мас. % W, 9,34 мас. % Co и 9,09 мас. % C. Его структура была представлена полиэдрическими частицами WC в кобальтовой связке. Средний размер частиц WC составлял 1,7 ± 0,1 мкм при разбросе от 0,3 до 3,8 мкм. Тепловой цикл рассчитывали по аналитической модели быстродвижущегося источника тепла в полубесконечном теле, а эффективный диффузионный путь W оценивали по уравнению Аррениуса [4].

Расчет показал, что снижение подачи до 50 мм/мин увеличивает время пребывания материла поверхностного слоя выше температуры Ac_3 до 32,2 с. При подаче 100 мм/мин время аустенизации составило 7,5 с и при 75 мм/мин – 15,4 с. Со временем аустенизации связано увеличение расчетного диффузионного пути W по глубине слоя от 2,5 мкм при 100 мм/мин до 6,8 мкм при 75 мм/мин и 17,5 мкм при 50 мм/мин. Экспериментальные оценки показали близкие к расчетным значения, составляет 3,5 мкм, 6,2…7,5 мкм и 17,0…18,5 мкм соответственно.

Снижение параметра подачи увеличивает тепловложение и повышает глубину зон макроструктурного изменения. При подаче 50 мм/мин глубина зоны перемешивания (SZ) составляла 530 ± 5 мкм, а глубина зоны термомеханического воздействия (TMAZ) достигла 1420 ± 10 мкм. При 75 мм/мин эти значения уменьшались до 470 и 1180 ± 10 мкм и при подаче 100 мм/мин – до 420 ± 5 и 1080 ± 10 мкм. Следовательно, увеличение подачи снижает глубину модификации поверхностного слоя в процессе обработки трением с перемешиванием.

Частицы инструментального материала преимущественно внедрялись в поверхностный слой у отступающей стороны, где тангенциальная составляющая скорости вращения инструмента направлена противоположно подаче. Последующее пластическое течение перемешанного металла переносило частицы к наступающей стороне, формируя вихревые полосы легирования. В зоне перемешивания выявлены участки с разным содержанием W. Области с содержанием W от 9 до 11 мас. % характеризовались зернистой морфологией и глобулярными зернами аустенита, сформированными при динамической рекристаллизации. В низколегированных участках преобладала игольчатая мартенситная структура. Частицы WC располагались преимущественно по границам зерен и ограничивали их рост по механизму

закрепления границ дисперсными фазами.

После ОТП исходные полиэдрические частицы WC измельчались до 140–250 нм и приобретали околосферическую форму. При подаче 50 мм/мин средний размер карбидных частиц составлял 170 нм в тонком поверхностном слое, 160 нм на глубине 250 мкм и 140 нм у границы SZ и TMAZ. При 75 мм/мин соответствующие значения составляли 210, 180 и 155 нм. При 100 мм/мин размер частиц увеличивался до 240, 200 и 180 нм. Такой характер указывает на совместное действие механического диспергирования, диффузионного растворения и неоднородного времени пребывания частиц в высокотемпературной области.

Полученные результаты показывают, что подача инструмента является параметром управления легированием поверхностного слоя, стали AISI 420 карбидами вольфрама в процессе ОТП. Подача 50 мм/мин обеспечивает наиболее длительную аустенизацию, максимальную глубину SZ и TMAZ, наибольший эффективный диффузионный путь W и более мелкий размер остаточных частиц WC. Повышение подачи до 75–100 мм/мин сокращает время аустенизации, уменьшает глубину легирования и усиливает неоднородность распределения W. Практически это задает технологическое окно, в котором можно регулировать глубину модифицированного слоя, степень растворения частиц WC и морфологию карбидной фазы без перехода к жидкофазному легированию.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО УрФУ в рамках соглашения с Минобрнауки России № 075-03-2026-220/1 от 01.04.2026 (номер темы FEUZ-2024-0020).

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Mater. Sci. Eng. R Rep. – 2005. – Vol. 50. – P. 1–74. – DOI:10.1016/j.mser.2005.07.001.

2. High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy / Mishra R.S., Mahoney M.W., McFadden S.X. et al. // Scr. Mater. – 1999. – Vol. 42. – P. 164–169. – DOI:10.1016/S1359-6462(99)00329-2.

3. Закономерности поверхностного упрочнения стали 20Х13 легированием инструментальным материалом WC-Co в процессе термомеханической обработки трением с перемешиванием / Кузнецов В.П., Воронцов И.А., Карабаналов М.С. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – № 3(837). – С. 50–56. – DOI:10.30906/mitom-2025-3-50-56.

4. Diffusion of tungsten in α-iron / Takemoto S., Nitta H., Iijima Y., Yamazaki Y. // Philos. Mag. – 2007. – Vol. 87, № 11. – P. 1619–1629. – DOI:10.1080/14786430600732093.

Можно ли достичь низкого модуля упругости в сплавах титана путем целенаправленного легирования

[1,2]Кулькова С.Е., [1]Каспарян С.О., [1]Бакулин А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Титан и его сплавы являются одними из наиболее востребованных материалов, которые нашли широкое применение в различных отраслях промышленности от авиакосмической до медицины, благодаря уникальному сочетанию их механических свойств [1]. В медицине они применяются для ортопедических и стоматологических имплантатов, поскольку наряду с высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью имеют хорошую биосовместимость с человеческими тканями [2]. Добавление легирующих элементов может смещать границы фазовых переходов, изменяя интервалы стабильность определенных кристаллических структур. Поскольку модуль Юнга (E) для человеческих костей < 35 ГПа, а соответствующее значение для технически чистого α-Ti существенно выше, ~100–116 ГПа, то это ограничивает эффективность его использования в качестве имплантатов. Поскольку модуль Юнга β-Ti существенно ниже, то перспективными считаются именно β титановые сплавы. Поэтому в качестве одного из легирующего элементов используются так называемые β-стабилизаторы – Mo, Nb и Ta. Как показывают первопринципные расчеты, бинарные титановые сплавы обнаруживают низкий модуль E именно вблизи критических концентраций второго компонента, при которых наблюдается фазовый переход. Методом проекционных присоединенных волн (PAW) и точных MT-орбиталей в приближении когерентного потенциала (EMTO–CPA), который адаптирован для расчета кристаллических структур с химическим беспорядком, проведены расчеты упругих модулей бинарных и многокомпонентных сплавов титана с целью установления факторов, влияющих на понижение модуля Юнга. Изучено влияние концентрации In, Sn, Mg, Zr, Hf, Ta и Mn на упругие свойства двух серий β-сплавов на основе Ti–Mo5 и Ti–Nb20.

В отличие от бинарных сплавов Ti–Mo*x*, для которых рассчитанные значения E хорошо согласуются с рядом экспериментальных работ, в случае сплавов с Nb и расчетов EMTO–CPA методом имеется значительное отличие от эксперимента. Последнее обусловлено тем фактом, что критическая концентрация Nb (~3 ат.%) при которой константа $C' = 0$ ГПа, существенно отличается от экспериментальной (22.5 ат.%). Переоценка C' в EMTO–CPA расчете для чистого β-Ti приводит к тому, что завышается интервал стабильности сплавов с β-фазой. Это характерно и для других методов расчета, таких как PAW–SQS (12.5 ат.%) и FLAPW (10 ат.%), но в меньшей степени. В то же время для чистого Nb значение константы $C' = 58.8$ ГПа хорошо согласуется с экспериментальным значением 56.6 ГПа. В этой связи была предложена поправка для константы C' в зависимости от концентрации Nb. Прямая, построенная по скорректированным значениям $C'_{cor} = C' + \Delta$, должна проходить через две реперные точки: 56.6 ГПа при 100 ат.% Nb и 0 ГПа при 22.5 ат.% Nb. Поправка Δ оценивалась по следующей формуле:

$$\Delta = 0.128x - 16.8 \text{ ГПа}, \quad (1)$$

где x – концентрация Nb в ат.%. В результате значения модуля Юнга бинарных Ti–Nb сплавов, рассчитанные по скорректированным C', хорошо согласуются с большинством экспериментальных данных. Из рис. 1а видно, что изоэлектронный титану Zr практически не влияет на модуль Юнга, однако эффект Hf более выражен и с ростом его концентрации наблюдается понижение E, которое достигает 6 ГПа для сплава Ti–Mo5–Hf5. Наибольший рост наблюдается при легировании переходными металлами: Ta (10.2 ГПа) или Mn (17.7 ГПа). Добавление s,p-элементов приводит к незначительному повышению модуля Юнга для In и Sn и понижению для Mg. Практически подобный результат наблюдается и в случае тройных сплавов с Nb (рис. 1б). Как видно из рис. 2а, имеет место корреляция между E и изменением концентрации валентных электронов. Наибольший рост E характерен для d-металлов, тогда как в случае Mg модуль Юнга понижается, а для In – повышается.

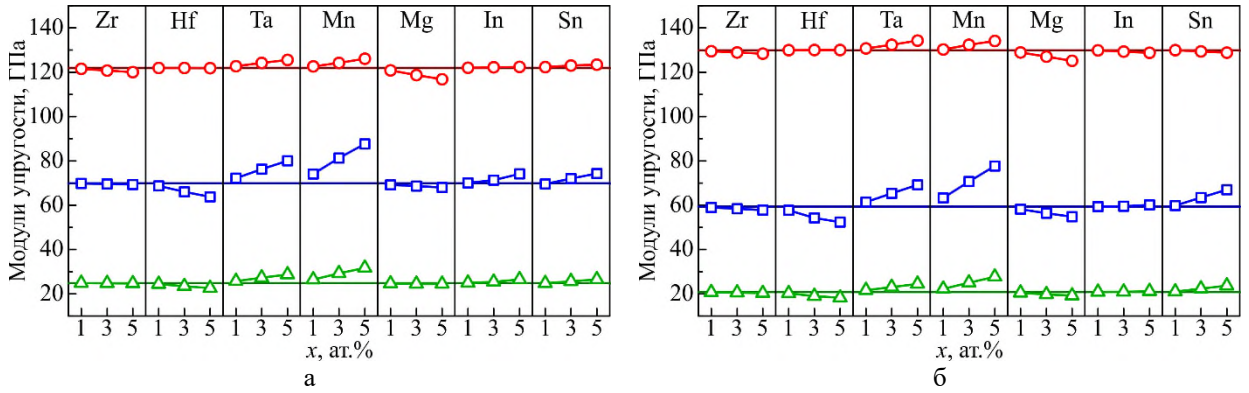


Рис. 1. Концентрационная зависимость модулей упругости сплавов Ti–Mo5–Me*x* (а) и Ti–Nb20–Me*x* (б). Горизонтальные линии соответствуют значениям, полученным для бинарных сплавов

Поскольку Sn имеет то же количества валентных электронов, что и Ti, то концентрация *e*/*a* остается неизменной, как и в случае Zr и Hf, которые не приведены на рис. 2а. Объяснить повышение модуля Юнга можно наличием у In и Sn заполненной *d*-оболочки, что предполагает поведение подобное переходным металлам, но менее выраженное. Наибольшее изменение объема (*V*), как видно из рис. 2б, наблюдается в случае легирования Hf, хотя его ковалентный радиус на 0.01 Å меньше, чем у Zr. Такое поведение указывает на ослабление связей в сплаве и может быть объяснено появлением разрыхляющих состояний на кривых заселенности кристаллических орбиталей Гамильтона (COHP). В случае *s*,*p*-элементов с увеличением их концентрации наблюдается также повышение *V* сплавов, но в отличие от Zr и Hf последнее ведет к понижению модуля Юнга лишь в случае Mg. Таким образом, понижение модуля Юнга при легировании Zr, Hf и Mg в основном обусловлено размерным эффектом, тогда как изменение модуля Юнга при легировании In или Sn определяется конкуренцией этих двух факторов. Подобный вывод был сделан и для сплавов с ниобием.

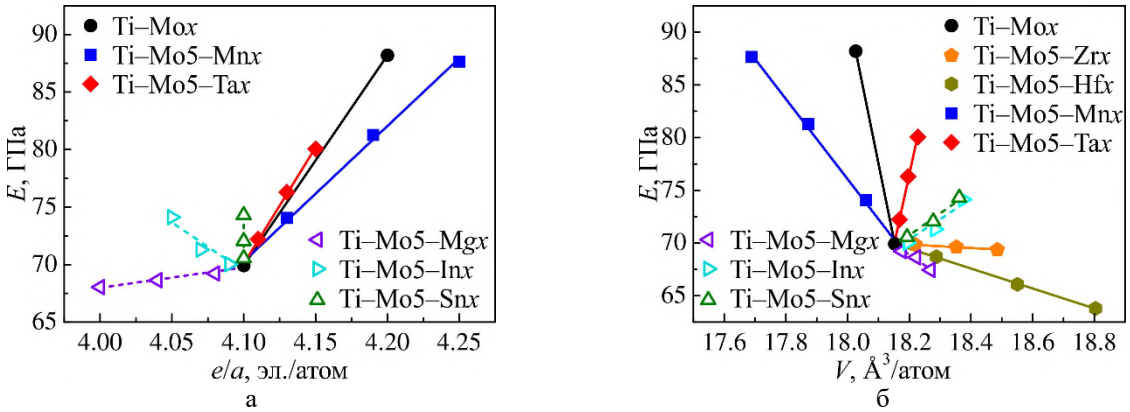


Рис. 2. Корреляция модуля Юнга с числом валентных электронов в расчете на атом (а) и с объемом, приходящимся на атом (б)

В целом модули Юнга в тройных сплавах с Mo на 10 ГПа выше, чем в сплавах с Nb. Понижение содержания Mo за счет Nb позволяет получить *E* равное 51 ГПа в сплаве Ti–Mo2.5–Nb15–Hf5 по сравнению со значением 64 ГПа в сплаве Ti–Mo5–Hf5. Проводится сопоставление с экспериментом для сплава Ti–Nb22–Zr6 и демонстрируется, что меньшее значение *E* (57 ГПа) может быть достигнуто для Ti–Nb22–Zr6–Hf5–Mg2.5. Рассчитанные значения модуля Юнга по направлению <100> для рассмотренных легирующих добавок за исключением Ta и Mn даже в случае сплавов с Mo не превышают 20 ГПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0008. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Lütjering G., Williams J.C. Titanium. – Berlin: Springer, 2007. – 442 pp.
2. Yu Z. Titanium Alloys for Biomedical Development and Applications: Design, Microstructure, Properties, and Application. – Amsterdam: Elsevier, 2022. – 232 pp.

Закономерности формирования структуры биметаллических элементов в процессе проволочного аддитивного электронно-лучевого производства

[1,2]Кушнарев Ю.В., [1,2]Сидоров Е.А., [1]Чумаевский А.В., [1]Осипович К.С., [1]Егорова И.В., [1]Княжев Е.О., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Применение технологий аддитивного производства позволяет получать многокомпонентные биметаллические и мультиметаллические материалы и детали в течении одного технологического цикла, что недоступно большинству традиционных методов производства. Это необходимо при производстве ответственных изделий авиационного и ракетно-космического назначения, например, в виде сопел и камер сгорания ракетных двигателей. Для данного типа изделий важна высокая теплопроводность чистой меди или низколегированной бронзы и жаропрочность никелевого сплава. В результате в сопле ракетного двигателя удается достичь быстрый отвод тепла и высокую прочность. Благодаря отсутствию промежуточных деталей или прослоек, формируемая граница может обладать значительно более высокой теплопроводностью и прочностью в сравнении с границей, полученной пайкой или сваркой.

Из технологий 3D-печати металлолм для получения биметаллических элементов из никелевых сплавов и меди одной из наиболее приемлемых технологий является проволочное аддитивное электронно-лучевое производство – ЭЛАП, WEBAM. Благодаря использованию проволочного филамента технология ЭЛАП позволяет достигать высокой производительности до 8-12 кг/час и использовать менее дорогостоящее исходный материал. Осуществление процесса в вакууме позволяет избежать атмосферного влияния на качество материала и избежать окисления при печати, а также загрязнения переходной зоны между компонентами биметаллического изделия. Дополнительные преимущества для получения изделий методом ЭЛАП с биметаллической структурой оказывает плавный тепловой градиент в зоне печати, позволяющий получать бездефектное строение переходной зоны.

В настоящей работе проведен анализ закономерностей формирования градиентной зоны при печати методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии образцов в виде вертикальных стенок (100х120х8 мм) и конструктивно-подобных конических и цилиндрических (диаметром 100 мм) элементов на основе сплавов Inconel 625, Inconel 718 и чистой меди марки М1. Для печати использовали проволочные филаменты соответствующих сплавов диаметром 1,2-1,6 мм. Образцы получали на экспериментальном оборудовании для ЭЛАП в ИФПМ СО РАН. Конструктивно-подобные элементы получали как с гладкой границей, так и с наличием каналов. Параметры процесса печати подбирали эмпирическим путем.

Проведенные исследования формирования структуры и свойств элементарных образцов системы «никель-медь» показало, что порядок нанесения компонентов может играть определяющее значение. Например, при печати никелевым сплавом поверх меди возможно образование трещин в медном фрагменте. Но, при печати никелевым сплавом поверх медного с получением цилиндрического или конического образца, растрескивание в медной части не наблюдается. При этом в поперечном направлении к зоне структурного градиента прочностные свойства остаются высокими для большинства образцов. Необходимость учета данного явления при получении биметаллических элементов проявляется в зависимости от геометрии конкретного изделия. Вторым обнаруженным эффектом в работе является затекание никелевого сплава в каналы внутри медной части, обусловленное поверхностным натяжением. Такое явление существенно затрудняет получение крупногабаритных биметаллических сопел и требует более тонкой регулировки параметров процесса печати.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Структурные и геометрические факторы, влияющие на макролокализацию пластической деформации в разных условиях нагружения металлических образцов

[1]Липатникова Я.Д., [1]Соловьева Ю.В., [1]Старенченко В.А., [2]Валуйская Л.А.
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[2]Сибирский государственный медицинский университет, Томск

Локализация пластической деформации – это сложное многофакторное явление, проявляющееся на разных масштабных уровнях [1]. Поэтому при описании такого явления в форме математического моделирования необходимо учитывать процессы на разных масштабных уровнях деформации. Авторы данного исследования предлагают метод, сочетающий описание деформации на микро- и мезоуровнях в терминах кинетики деформационных дефектов и на макроуровне в терминах механики деформируемого твердого тела. Интеграция кинетической модели в механическую реализована через определяющие соотношения теории пластического течения модели механики деформируемого твердого тела. Численная реализация описанного подхода моделирования осуществлялась методом конечных элементов в авторском программном комплексе [2].

В результате вариации параметров кинетической модели, которые контролируют перестроение дислокаций в малоугловые границы разориентации, получены качественно отличающиеся сценарии развития дефектной системы элементарного объема деформируемой среды в виде зависимостей деформация-напряжение $\sigma(\varepsilon)$. Авторами данного исследования рассматривались следующие сценарии: только структурное упрочнение (монотонно возрастающая кривая $\sigma(\varepsilon)$), немонотонное упрочнение с выраженной стадией разупрочнения и сценарий, реализующий цикл «упрочнение – разупрочнение – упрочнение».

Наибольшее внимание в данной работе уделено критериям локализации деформации при растяжении и сжатии. Рассмотрено совокупное действие структурного разупрочнения и геометрического фактора, который связан с изменением площади поперечного сечения деформируемого образца и влияет на макролокализацию деформации. Как известно, при растяжении формирование шейки происходит при выполнении критерия Консидера [3], когда прирост эффективного деформирующего напряжения за счет уменьшения площади поперечного сечения превышает прирост напряжения, связанного со структурным упрочнением. Критерий выражается неравенством

$$\sigma \geq \frac{d\sigma}{d\varepsilon}.$$

Если формирование шейки сопровождается структурным разупрочнением, то в шейке формируются полосы макролокализации пластической деформации. При сжатии увеличение площади поперечного сечения напротив препятствует потери устойчивости однородного пластического течения и формированию полос макролокализации пластической деформации. Только тогда, когда интенсивность падения напряжений на участке с отрицательным коэффициентом упрочнения позволяет преодолеть геометрическое упрочнение, формируются полосы интенсивного сдвигообразования. Это условие выражается неравенством

$$\sigma \leq -\frac{d\sigma}{d\varepsilon}.$$

В работе также рассматривается макролокализация деформации при равноканальном угловом прессовании и высокоскоростном взаимодействии металлических преграды и ударника.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

1. Физика макролокализации пластического течения / Л.Б. Зуев, В.И. Данилов, С.А. Баранникова; отв. ред. В.И. Бетехтин. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.

2. РАММП-1 "Расчет микро- и макропараметров пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в условиях динамического нагружения" / Н.Н. Белов, Л.А. Валуйская, Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, В.А. Старченко, Н.Т. Югов. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2021662546, 30.07.2021.

3. Пластичность и разрушение твердых тел / А. Надаи; пер. с англ. под ред. Г.С. Шапиро. – М.: Изд-во иностр. лит., 1954. – Т. 1. – 647 с.

Особенности формирования микроструктуры при термообработке 3D-напечатанных образцов α+β титановых сплавов, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии

Лобова Т.А., Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Титановые сплавы широко применяются в аэрокосмической, транспортной и оборонной технике благодаря их превосходным свойствам, таким как высокое отношение прочности к весу, высокая ударная вязкость, превосходная коррозионная стойкость и биосовместимость. Однако наряду с более высокой стоимостью титановых сплавов по сравнению с другими конструкционными материалами, недостатком титана является сложность его механической обработки. В связи с этим титановые сплавы являются одними из наиболее широко используемых материалов в аддитивном производстве, основными достоинствами которого являются возможность формирования элементов конструкций сложной формы при одновременном снижении себестоимости продукции и времени ее изготовления. Общеизвестно, что высоконеравновесносная микроструктура, формирующаяся в титановых сплавах в процессе 3D печати и обусловленная высокоскоростным охлаждением ванны расплава, а также многократными циклами нагрева-охлаждения, может существенно изменяться как при термической обработке, так и при механической постобработке, сварке и т.п., оказывая существенное влияние на эксплуатационные характеристики 3D-напечатанных изделий. Соответственно, для промышленного внедрения аддитивных технологий требуется проведение систематических исследований эволюции микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных образцов из титановых сплавов, как в процессе 3D печати, так и при последующих термических обработках.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных образцов титановых сплавов Ti-6Al-4V и Ti-5Al-3Mo-1,5V, подвергнутых закалке от 900°C и 950 °C с последующим старением при 500 °C в вакууме в течение 4, 12 и 16 часов. Методами оптической, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, совмещенной с методами микрорентгеноспектрального анализа и дифракции обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурного анализа были исследованы микроструктура и фазовый состав 3D-напечатанных образцов титановых сплавов Ti -6Al-4V и Ti-5Al-3Mo-1.5V до и после термических обработок. Методом микроэнергодисперсионного анализа был исследован элементный состав альфа- и бета фаз в исследованных термообработанных образцах. Продемонстрировано влияние длительности старения на эволюцию микроструктуры, фазового состава и распределение легирующих элементов в α/α'- и β- фазах.

Показано, что при закалке 3D-напечатанных образцов Ti -6Al-4V и Ti-5Al-3Mo-1.5V формируется, не характерная для данных сплавов, орторомбическая α"-фаза. В случае Ti -6Al-4V при малой длительности старения (4 и 12 часов) формируется неоднородная микроструктура с пакетной и корзинчатой морфологией α/α' фазы. При этом α" фаза полностью не исчезает, а остаточная β фаза не образуется. Увеличение длительности старения до 16 часов способствует полному распаду α" фазы, выделению β фазы и образованию однородной корзинчатой структуры α/α' фазы. В случае Ti-5Al-3Mo-1.5V даже длительное старение в течение 16 часов не происходит полного распада α" фазы. Таким образом, общепринятые режимы термообработки α+β титановых сплавов не позволяют создать термодинамически равновесную α+β микроструктуру в образцах Ti -6Al-4V и Ti-5Al-3Mo-1.5V, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW – 2026-0008.

In situ исследования синтеза поверхностных сплавов с помощью синхротронного излучения

[1,2]Марков А.Б., [1,2]Яковлев Е.В., [1]Пестерев Е.А., [1]Соловьев А.В., [1]Петров В.И.
[1]Томский научный центр СО РАН, Томск
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

В работе впервые проведены in situ синхротронные исследования динамики фазового состава при синтезе поверхностных сплавов импульсным плавлением. В качестве подложек использовали пластинки размером 15×15×2 мм, изготовленные из коммерчески чистого Zr. Перед напылением пленок все Zr подложки гомогенизировались и очищались от растворенных атмосферных газов путем обработки низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком микросекундной длительности (НСЭП). Осаждение пленок на подложки из Zr проводили с помощью магнетрона в режиме постоянного тока с катодами диаметром 75 мм (99.95 вес.%, Гирмет, Россия), в среде рабочего газа Ar при давлении 0.1 Па. В качестве материалов для напыления пленок были выбраны Ti, Y и Mo. Выбор обусловлен тем, что Ti образует с Zr непрерывный ряд твердых растворов, Y является материалом с ограниченной растворимостью в Zr, а Mo образует с Zr интерметаллическое соединение. В результате были сформированы три двухслойные системы: пленки Ti, Y и Mo толщиной ≈1000 нм, напыленные на Zr подложку, которые обозначаются как Ti(1000)/Zr, Y(1000)/Zr, и Mo(1000)/Zr, соответственно.

Исследование процессов фазообразования проводили на ВЭИПС с интегрированным источником НСЭП, установленный на канале номер 6 Сибирского центра синхротронного и терагерцового излучения ИЯФ СО РАН (г. Новосибирск) [1]. Вид источника НСЭП приведен на рис. 1 [2]. Исследования морфологии поверхности образцов до и после НСЭП обработки проводились при помощи сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, FEI Quanta 200). Элементный состав образцов изучали с помощью энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС, EDAX ECON IV).

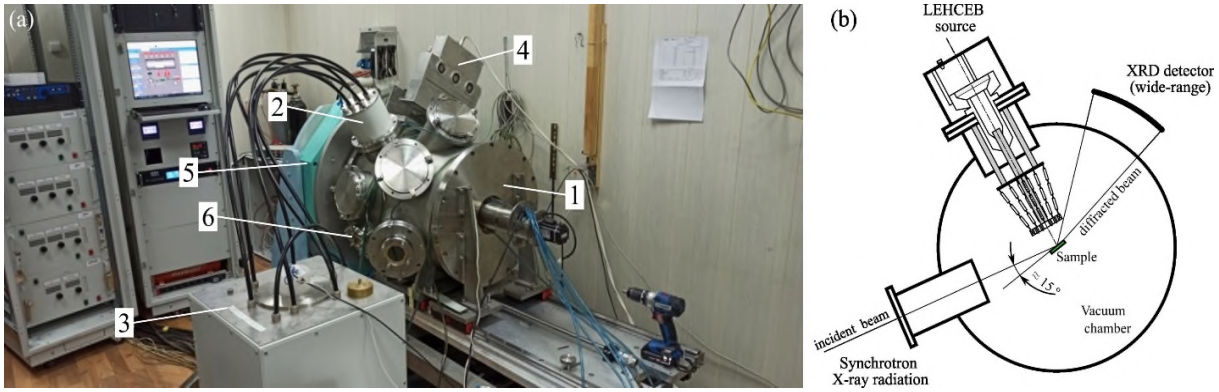


Рис. 1. Внешний вид вакуумного электронно-ионно-плазменным стенда с интегрированным источником НСЭП (a) вакуумная камера (1); источник НСЭП (2); генератор импульсов напряжений (3); XRD детектор OD-3M (4); гониометр (5); входное окно СИ (6). Схема эксперимента по in-situ дифракции синхротронного излучения (b)

Для оценок теплового режима проводилось вычисление температурного поля путем решения уравнение теплопроводности, учитывающего фазовые превращения: плавление и испарение при нагреве, и кристаллизацию при охлаждении. Процесс плавления и кристаллизации моделировался методом эффективной теплоемкости. Процесс испарения учитывался в приближении модели теплового разрушения с помощью граничного условия на облученной поверхности [3].

В результате проведенной работы было показано что в первой двухслойной системе путем постепенного растворения Ti в α-Zr формируется поверхностный сплав, представляющий собой гомогенный равновесный твердый раствор замещения со средней концентрацией Ti 40 ат.%. Во второй двухслойной системе путем постепенного растворения

Y в α-Zr формируется негомогенный метастабильный пересыщенный твердый раствор со средней и поверхностной концентрацией Y 18 и 32 at.%, соответственно. Для третьей системы формируется негомогенный метастабильный поверхностный сплав, состоящий из α- и β- фаз Zr, с доминированием последней. Средняя и поверхностная концентрация Mo составляет 30 и 42 at.%, соответственно. Перед формированием β-Zr с высокой концентрацией Mo появляется неравновесная неидентифицируемая фаза, которую можно интерпретировать как высококонцентрированный твердый раствор кристаллического Mo с Zr, встроившимся в него из расплава.

Работа выполнена в рамках государственного задания ТНЦ СО РАН, проект FWRF-2024-0006 и ИСЭ СО РАН, проект FWRM-2026-0009.

1. Synchrotron Radiation Research and Application at VEPP-4. / P.A. Piminov, G.N. Baranov, A.V. Bogomyagkov, D.E. Berkaev // Phys. Procedia. – 2016. – Vol. 84. – P. 19–26. – DOI:10.1016/j.phpro.2016.11.005.
2. Kiziridi, P.P., Ozur, G.E. Production of Low-Energy, High-Current Electron Beams in a Gun with a Controlled Explosive Emission Cathode // Vacuum. – 2021. – Vol. 194. – P. 110560. – DOI:10.1016/j.vacuum.2021.110560.
3. Rotshtein, V. Surface Treatment of Materials with Low-Energy, High-Current Electron Beams. – Elsevier: Oxford, 2006. – p. 205–240.

Современные тенденции в разработке биодеградируемых сплавов на основе магния и цинка

Мартыненко Н.С.
Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва

Долгое время парадигма традиционной имплантологии базировалась на принципе биологической инертности материалов. Изделия из титана, нержавеющей стали и сплавов на основе системы Co-Cr стали золотым стандартом для эндопротезирования и замещения костных дефектов благодаря высокой коррозионной стойкости и механической прочности. Однако при временной фиксации (например, при переломах, где реабилитация длится около 3 – 6 месяцев) использование инертных имплантатов требует повторной операции для их удаления, что сопряжено с рисками инфекции, повреждения тканей и анестезиологических осложнений. Кроме того, значительное различие модулей упругости материала имплантата и кости (например, ~100 – 120 ГПа у титана против 5 – 23 ГПа у кортикальной кости) вызывает эффект экранирования напряжений, ведущий к атрофии кости и снижению ее плотности, повышая риск рецидива перелома. Кроме того, такая сложная манипуляция, включающая в себя несколько операционных вмешательств и длительную реабилитацию пациента, существенно увеличивает нагрузку на здравоохранение.

Ответом на эти вызовы стало появление биорезорбируемых металлических материалов на основе магния, железа и цинка. Первые попытки использования чистого магния в хирургии предпринимались еще на рубеже XIX–XX вв., но были прекращены из-за низких механических свойств, высокой коррозионной активности и выделения водорода. Возрождение интереса в конце XX в. связано с прогрессом в металлургии, позволившим получать сверхчистые сплавы с более медленной и контролируемой коррозией. Сегодня такие имплантаты применяются в ортопедии, урологии, нейрохирургии и кардиологии.

Биорезорбируемые сплавы превосходят полимеры по механическим характеристикам, обеспечивая каркасную функцию в период заживления. В процессе растворения создается локальная щелочная среда, снижающая риск воспаления, способствующая осаждению фосфатов кальция и стимуляции остеобластов. Образующиеся ионы физиологичны и без серьезных последствий выводятся естественным путем. Однако каждый тип сплавов имеет определенные недостатки. Так, например, для внедрения магниевых сплавов требуется улучшить их механические характеристики и коррозионную стойкость, в сплавах на основе железа, напротив, необходимо добиться ускорения коррозии, а в цинковых сплавах основная задача заключается в повышении прочности и пластичности. Оптимизация свойств достигается легированием и деформационной обработкой.

Целью данной работы является систематизация данных о разработке и исследовании биорезорбируемых сплавов на основе Mg и Zn, проводимых в ИМЕТ РАН. Путем обобщения данных ранее выполненных исследований проводится оценка влияния легирующих компонентов и деформационной обработки (в том числе и методами интенсивной пластической деформации) на микроструктуру, механические свойства и коррозионное поведение магниевых и цинковых сплавов с целью выявления наиболее перспективных направлений для разработки имплантатов нового поколения.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

Влияние структуры песчаных грунтов на распределение диссипативной энергии при их циклическом нагружении в условиях компрессии

Матвеев В.В., Королев В.А., Шанина В.В., Широков В.Н.
Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва

Грунты могут подвергаться уплотнению и разуплотнению вследствие циклических нединамических нагрузок, возникающих от разных источников как в природе, так и при ведении хозяйственной деятельности [1]. В общем случае циклическая нагрузка нерегулярна. Наиболее удобным для анализа циклическим нагружением является гармоническое. Разновидностью гармонического нагружения является гаверсинусоидальное нагружение [3]:

$$\sigma(t) = A_\sigma \operatorname{hav}(2\pi t f) + \sigma_0 = A_\sigma \sin^2(\pi t f) + \sigma_0, \quad (1)$$

где A_σ — амплитуда прилагаемых напряжений, кПа, f — их частота, Гц, σ_0 — начальное напряжение (напряжение консолидации), кПа.

Целью настоящего исследования является выявление особенностей и закономерностей механического поведения песчаных грунтов при их компрессии-декомпрессии в режиме гармонического нагружения на основе термодинамики, позволяющей установить энергетические закономерности этого процесса [2].

Экспериментальные исследования проводились нами с использованием модельных песчаных грунтов, гранулометрический состав которых подчиняется логарифмически нормальному распределению. Минеральный состав песчаных фракций преимущественно кварцевый, частицы имеют среднюю степень окатанности.

Для данного исследования нами была собрана специальная установка на базе модулей производства ООО «НПП Геотек» (Пенза) и разработан управляющий алгоритм в среде ПО «Geotek Studio». Испытания проводились в условиях невозможности бокового расширения с заданными параметрами нагружения. Обработка результатов испытаний проводилась путем оценки величины плотности энергии деформирования (w) для описания механического поведения грунтов, что весьма удобно, поскольку эта величина позволяет одним интегральным значением этого параметра охарактеризовать деформируемость при любом количестве циклов. Величина плотности энергии деформирования определялась как контурный интеграл по компрессионной кривой $\mathrm{w} = \oint \sigma_{\mathrm{ij}}\, \mathrm{d}\varepsilon_{\mathrm{ij}}$, где σ_{ij} и ε_{ij} — тензоры напряжений и деформаций соответственно.

В полифакторном эксперименте производилось варьирование факторов крупности и неоднородности песков, а также плотности сложения. Всего было проведено более двухсот опытов в режиме гармонического нагружения с частотой 0,002 Гц, амплитудой 200 кПа и напряжением консолидации 25 кПа в одометрах высотой 100 мм и диаметром 50 мм. В ходе проведенных опытов по циклической компрессии-рекомпрессии песков было показано, что плотность энергии деформирования значительно возрастает лишь в первом цикле, далее ее рост постепенно замедляется. По этой причине цикл первичной компрессии-декомпрессии проводится в кинематическом режиме, а в гармоническом режиме проводится цикл рекомпрессии-декомпрессии.

Установлено, что неоднородность гранулометрического состава песчаного грунта оказывает существенное влияние на плотность диссипативной энергии, причем чем выше коэффициент неоднородности песков C_u, тем выше значения величины суммарной удельной работы. По экспериментальным данным были вычислены параметры множественной линейной регрессии для плотности диссипативной энергии за 100 циклов рекомпрессии-декомпрессии, полученное уравнение можно использовать для оценки энергетических показателей:

$$w_{diss}^{100} = -0{,}29 D_{50} + 0{,}08 C_u - 1{,}54 I_D + 2{,}56, \quad (2)$$

где D_{50} — медианный диаметр частиц, мм, C_u — коэффициент неоднородности, д. е., I_D— степень плотности, д. е. (по ГОСТ 25100-2020).

Наглядным примером визуального анализа могут служить поверхности отклика, построенные в виде трехмерных диаграмм (рис. 1). На приведенных диаграммах видно, что

в песках с плотной структурой (I_D 0,9) фактор крупности песков не оказывает существенного влияния на плотность диссипативной энергии — поверхность отклика параллельна в направлении оси среднего диаметра частиц (значения плотности диссипативной энергии варьирует в интервале 1,1–1,2 кДж/м³), в то же время имеет выраженный наклон в направлении изменения коэффициента неоднородности (значения плотности диссипативной энергии растет с коэффициентом неоднородности до 1,8 кДж/м³). Это может быть объяснено тем, что в плотной структуре переупаковка частиц и их перемещение относительно друг друга происходит менее интенсивно. В более рыхлых песках из-за большей подвижности частиц «подключается» фактор крупности через уменьшение площади контактов с увеличением крупности зерен песка и, как следствие, уменьшением плотности диссипативной энергии.

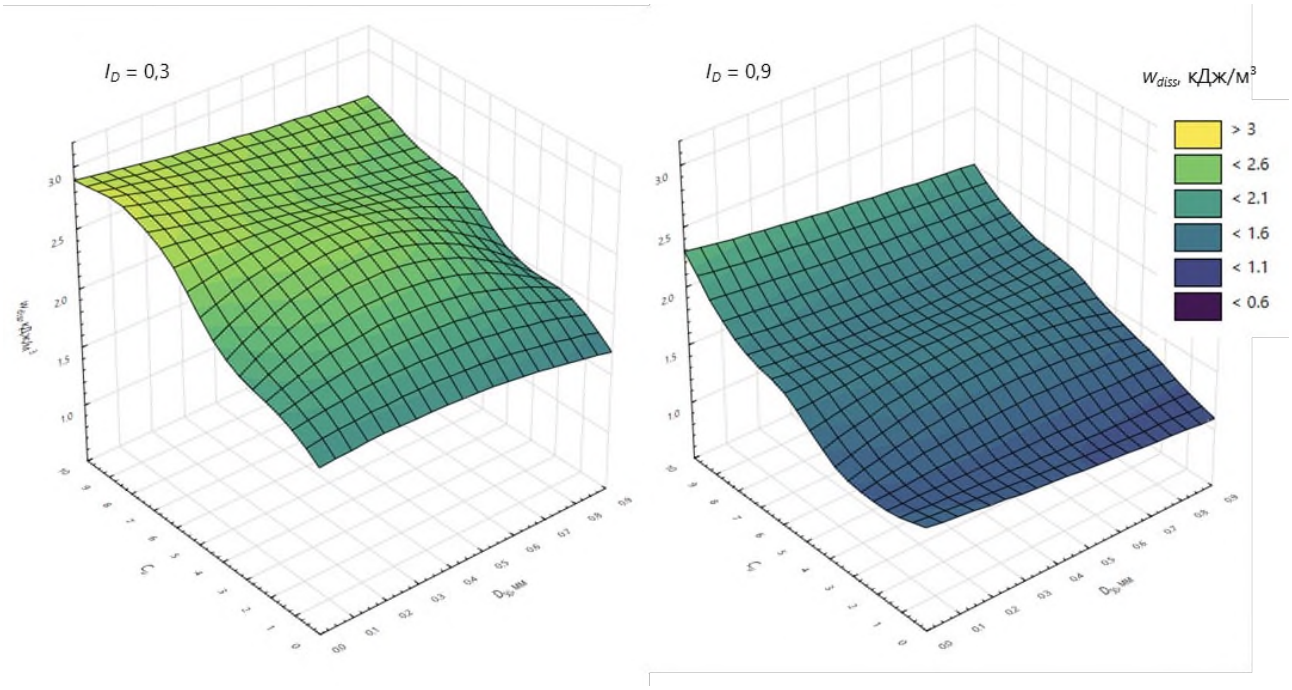


Рис. 1. Зависимость плотности диссипативной энергии за 100 циклов рекомпрессии-декомпрессии воздушно-сухих унимодальных песков, кДж/м³ при различной степени плотности I_D (0,3 и 0,9 д. е.) от медианного диаметра частиц D_{50} и степени неоднородности C_u

Таким образом, установлено, что показатели структуры песчаного грунта оказывают существенное влияние на плотность диссипативной энергии, причем эта зависимость может быть выражена уравнением множественной линейной регрессии. Практическое значение данных исследований заключается в возможности на их основе планировать деформационное поведение песков при циклических механических воздействиях уплотнения-разуплотнения.

Работа выполнена в рамках государственного задания МГУ им. М. В. Ломоносова.

1. Вознесенский Е.А. Динамическая неустойчивость грунтов. – М.: Ленанд, 2025. – 264 с.: ил. – ISBN 978 5 9710 6764 1.
2. Королёв В.А. Термодинамика грунтов / Учебник. – М.: ООО Сам полиграфист, 2016. – 258 с.
3. Khoshghalb A., Li J., Shahbodagh B. One-dimensional cyclic loading tests on saturated and unsaturated sand-clay mixtures // E3S Web of Conf. – 2023. – Vol. 382. – 03008.

Моделирование разрушения и промышленное испытание периклазоуглеродистого огнеупора с повышенной термостойкостью

[1]Мигашкин А.О., [1]Заболотский А.В., [2]Дмитриев А.И.
[1]ООО «Группа «Магнезит», Сатка
[2]ФБГУН ИФПМ СО РАН, Томск

Разрушение различных конструкционных материалов происходит из-за образования трещин, которые могут расти с разной скоростью. Известны методы, позволяющие замедлить среднюю скорость роста трещин, создавая препятствия для их распространения на этапе изготовления материала или используя структуру с заранее заданными путями для распространения трещин.

Композиционные материалы, такие как периклазоуглеродистые огнеупоры, состоят из однородной матрицы и включений-армирующих частиц. При высоких механических или термомеханических нагрузках разрушение начинается в матрице, содержащей много концентраторов напряжений, представленных границами между матрицей и включениями. Включения могут быть как армирующими частицами, так и пустотами, которые можно разделить по их геометрической форме на округлые поры и вытянутые микротрещины.

Условия высокой температуры, при которых эксплуатируются такие материалы, не позволяют прямо воздействовать на трещины, поэтому для увеличения их долговечности применяются методы, препятствующие росту основных трещин или изменяющие их траекторию за счет разработки футеровки с длинными путями для трещин.

Препятствиями для роста трещин могут служить включения (добавки) различного состава и формы. Добавление зернистых упрочняющих компонентов, которые более крепки, чем матрица, может остановить трещины на границе "матрица-включение", особенно если армирование применяется при умеренной амплитуде нагрузок. При высоких нагрузках возможно разрушение зерна или его обхождение трещиной, продолжая разрушение в матрице. Использование зерен, которые сами имеют трещиноватую структуру, либо в процессе эксплуатации инициируют образование in-situ новой фазы с микротрещиноватой структурой, замедляет рост трещин за счет разрушающихся крепких фаз зерен и ветвления трещин, что полезно для периклазоуглеродистых огнеупоров в условиях переменных термомеханических нагрузок.

Однако, добавление слишком большого количества дефектных зерен значительно снижает прочность материала, а добавки с другим химическим составом могут уменьшить температуру эксплуатации из-за образования легкоплавких соединений. Поэтому важно оптимизировать количество добавок, чтобы трещина продолжала распространяться внутри зерна после прохождения границы "матрица-включение".

ООО «Группа «Магнезит» провела исследование по выбору зерновой добавки, способной остановить рост трещин и на основе моделирования было определено её оптимальное содержание в огнеупоре. Методом промышленного эксперимента было доказано снижение трещинообразования в футеровках сталеразливочных ковшей, использующих опытные периклазоуглеродистые огнеупоры.

Получение методом аддитивной электродуговой проволочной наплавки и исследование структуры образцов β титанового сплава

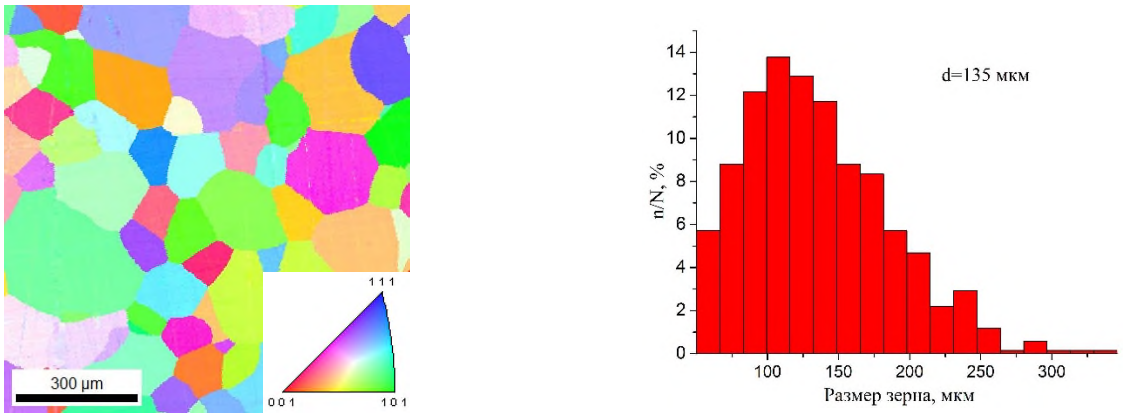
Мишин И.П., Раточка И.В., Манишива А.И., Ким А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титан и его сплавы обладают превосходными механическими свойствами, коррозионной стойкостью и очень специфическими характеристиками, такими как высокая удельная прочность (механическая стойкость на единицу веса) благодаря их высокой механической стойкости и низкой плотности. Однако титан значительно дороже большинства распространенных металлов от производства до постобработки. Таким образом, экономически эффективные технологии производства, такие как аддитивное производство (АП), особенно подходят для производства изделий из титановых сплавов.

Несмотря на большое число работ по изучению механических свойств компонентов из титановых сплавов, изготовленных с использованием технологии АП, к настоящему времени большинство исследований проведено на α + β сплавах с различными характеристиками структуры. Вместе с тем, возможность применения высоколегированных метастабильных β титановых сплавов практически не изучена. В связи с этим, представляются весьма актуальными исследования структурно-фазового состояния заготовок из метастабильного β титанового сплава ВТ35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr), полученного методом электродуговой 3D наплавки.

В результате проведенных исследований были отработаны режимы 3D-печати заготовок сплава ВТ35 путем электродугового плавления проволоки в среде аргона и получение образцов титанового сплава переходного класса для структурных исследований.

Исследования структурно-фазового состояния методами растровой электронной микроскопии и дифракции обратно-рассеянных электронов, а также рентгеноструктурного анализа образцов титанового сплава ВТ35 полученных методами электродугового аддитивного производства показали, что удается получить образцы с однородной по объему структурой, состоящей из равноосных зерен, со средним размером 135 мкм (рис. 1). Значение микротвёрдости также однородно по сечению образца и составляет 3,6±0,5 ГПа, что близко по значению к микротвердости сплава ВТ35 в исходном литом состоянии.



а б

Рис. 1. Структура (EBSD map) сплава ВТ35 после АП (а) и гистограмма распределения зерен по размеру (б)

Сравнительный энергодисперсионный анализ образцов, полученных методом АП показал, что их химический состав практически не отличается от сплава в исходном состоянии. Это позволяет предположить, что методом аддитивной электродуговой проволочной наплавки β титанового сплава ВТ35 с последующим старением можно получить образцы с высокими механическими свойствами.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ №25-22-00628.

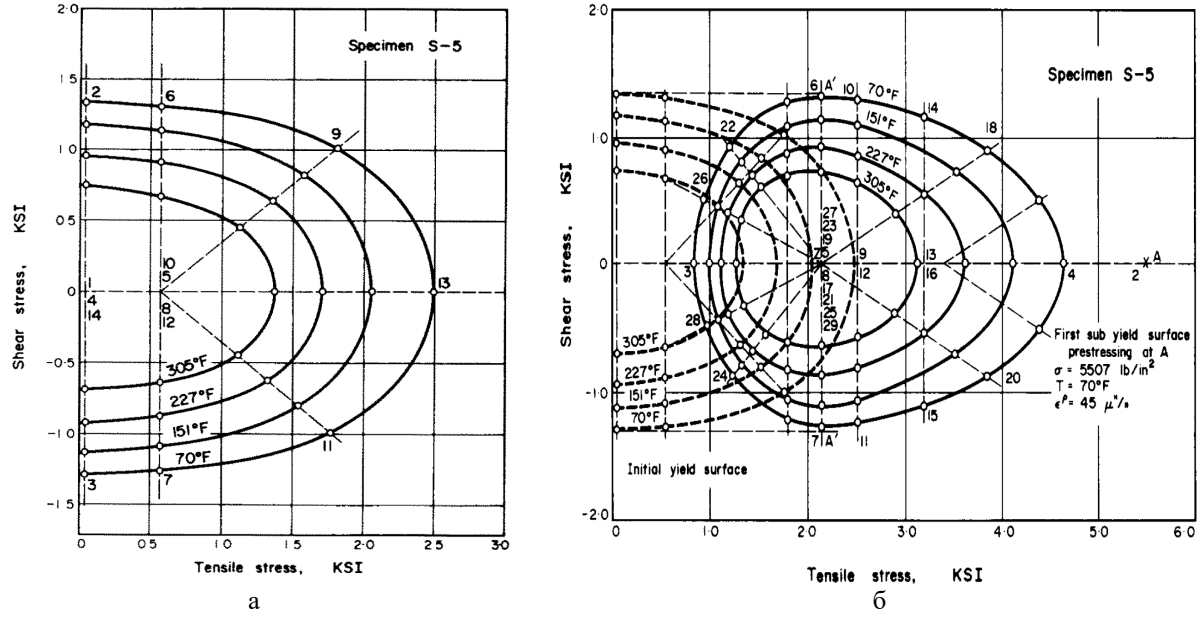
Моделирование эволюции поверхности текучести поликристаллического алюминия при сложном нагружении на основе микроструктурной модели

Муртазин И.Р., Семенов А.С.

Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

В работе представлены результаты моделирования процесса изменения поверхности нагружения поликристаллического алюминия в зависимости от истории предварительного нагружения в пространстве $\sigma - \tau$. За основу исследования были взяты эксперименты из [1], где рассматриваются трубчатые тонкостенные образцы, подвергающиеся различным комбинациям растяжения и кручения. Экспериментальные данные наглядно иллюстрируют искажение формы поверхности текучести по мере роста предварительного нагружения.

Проводится попытка описать данный эффект на основе микроструктурной модели [2], опираясь на идею выделения представительного объема поликристалла и процедуру конечно-элементной гомогенизации [3, 4]. Учет анизотропии упругопластических свойств кристалла оказывает существенное влияние на неупругий отклик поликристаллического агрегата, что приводит к неравномерному переходу в зону пластичности при сложном нагружении.



а б

Рис. 1. Начальная поверхность текучести (а) и первое изменение поверхности текучести (б)

Предварительные свойства для монокристалла алюминия были взяты из [4] и уточнялись на основе кривой растяжения из [1]. Вычислительное моделирование проводилось с различным масштабным представлением зерен в представительном объеме поликристалла, а также в сравнении смешанного, чисто изотропного и чисто кинематического упрочнения.

Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ № 25-19-00921 "Многоуровневые микроструктурные модели неупругого деформирования и разрушения моно- и поликристаллических жаропрочных сплавов при сложном термомеханическом нагружении".

1. Phillips A., Tang J.-L. The effect of loading path on the yield surface at elevated temperatures // Int. J. Solid Struct. – 1972. – Vol. 8. – P. 463–474. – DOI:10.1016/0020-7683(72)90017-0.

2. Cailletaud G. A. A micromechanical approach to inelastic behaviour of metals // Int. J. Plast. – 1992. – Vol. 8. – P. 55–73. – DOI:10.1016/0749-6419(92)90038-E.

3. Романова В.А., Балохонов Р.Р. Численное исследование деформационных процессов на поверхности и в объеме трехмерных поликристаллов // Физ. мезомех. – 2009. – № 2. – С. 5–16.

4. 3D strain heterogeneity and fracture studied by X-ray tomography and crystal plasticity in an aluminium alloy / M. Gille, H. Proudhon, J. Oddershede, R. Quey, T. F. Morgeneyer // Int. J. Plast. – 2024. – Vol. 183. – 104146. – DOI:10.1016/j.ijplas.2024.104146.

Криогенная обработка литой CrMnCN стали: структура и механические свойства

[1]Наркевич Н.А., [1]Власов И.В., [2]Бадулин Н.

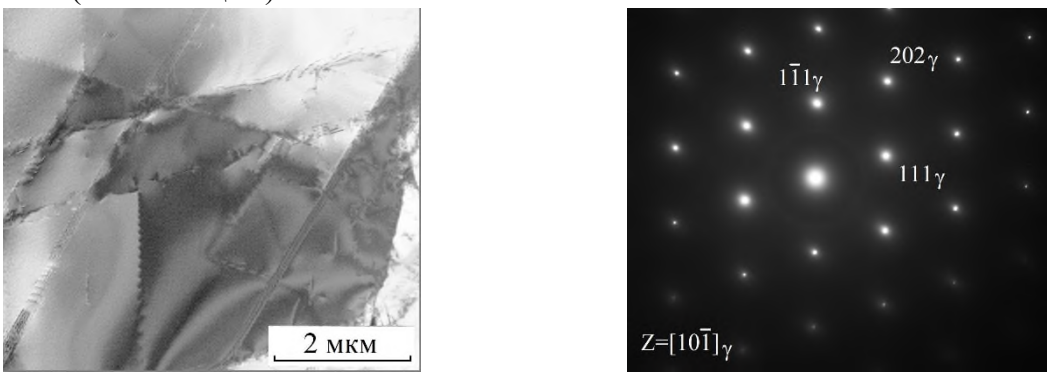
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский политехнический институт, Томск

На низкотемпературную хрупкость аустенитных сталей на хромо-марганцевой основе влияют два основных параметра: концентрация элементов внедрения и температура. Известно, что с увеличением содержания азота в высокоазотистых сталях порог хладноломкости повышается [1]. Исследовано также влияние охлаждения на параметры кристаллической структуры ГЦК решетки. Однако, экспериментальные данные о влиянии предварительного глубокого охлаждения до -196°С на структуру и механические свойства данного класса сталей отсутствуют. Исследованию этих аспектов посвящено настоящее исследование.

Исследовали литую сталь 24,4Cr-16,4Mn-0,2Ni-0,57C-0,7N (вес.%) ост. Fe. После гомогенизационного отжига сталь нагревали до 1150°С и охлаждали в воде, затем в жидком азоте с выдержкой 40 минут. Далее эту обработку будем называть криогенной. Механические свойства после криогенной обработки определяли при комнатной температуре. Испытания на растяжение проводили на испытательной машине “INSTRON 5582” (Instron, Norwood, MA, USA) со скоростью деформации $2{,}67\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$. Для определения ударной вязкости *KCV* использовали стандартные Шарпи образцы.

Особенностью структуры стали после криогенной обработки является образование ориентированных полос с повышенной плотностью дислокаций (рис. 1). Присутствуют также дефекты упаковки, плоские скопления дислокаций и дислокационные сетки. Дефектная структура формируется из-за высоких внутренних напряжений, действующих при термическом сжатии ГЦК решетки. Механические испытания показали, что прочностные свойства стали после криогенной обработки снизились, а относительное удлинение повысилось (см. таблица 1).



а б

Рис. 1. Структура стали после криогенной обработки (а) и микродифракционая картина к ней (б)

Таблица 1. Механические свойства стали при статическом растяжении и ударном изгибе

Обработка	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$100\times\Delta l/l_0$,%	KCV
Закалка 1150° в воде	605	1050	29	10
Криогенная обработка	540	825	36	20

Возросла также и ударная вязкость. Такое изменение механических характеристик возможно в случае вытеснения атомов внедрения из кристаллографических пор к дислокациям и другим дефектам кристаллического строения, что согласуется с представлениями работы [2].

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 25-29-00027.

1. Correlation of austenite stability and ductile-to brittle transition behavior of high-nitrogen 18-10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.-H. Lee, S.-J. Park, C.-S. Oh, S.-J. Kim // Mater. Sci. Eng. A. – 2011. – Vol. 528. – P. 7257-7266. – doi:10.1016/j.msea.2011.06.025.

2. Gavriljuk V.G. Influence of interstitial carbon, nitrogen, and hydrogen on the plasticity and brittleness of steel // Steel Trans. – 2016. – Vol. 45. – P. 747-753. – DOI: 10.3103/S0967091215100046.

Получение биметаллических деталей на основе стали и меди методами проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии и электронно-лучевой сварки

[1]Непомнящев В.О., [1,2]Кушнарев Ю.В., [1,2]Сидоров Е.А., [1]Чумаевский А.В., [1]Осипович К.С., [1]Егорова И.В., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В современном промышленном производстве большое значение принимает производство деталей в виде крупногабаритных роторов электродвигателей, работающих при высоких значениях скорости вращения. Это обусловлено потребностями в двигателях для нефтегазовой сферы, особенно ярко выраженной при необходимости импортозамещения. Одной из наиболее существенных проблем при этом в производстве роторов таких машин является получение прочного соединения медной шины и стального сердечника. Используемых способов в виде установки шины в паз с натягом недостаточно для обеспечения долговечной работы машины из-за ослабления натяга со временем.

Для получения соединения между чистой медью и сталью может применяться как электронно-лучевая сварка, так и методы 3D-печати. В первом случае между медной шиной и стальным сердечником соединение возможно выполнять путем проварки стыка, с формированием сварного шва, частично смешанного из меди и стали. Во втором случае возможно заполнение паза в сердечнике медью послойно путем плавления проволочного филамента. Оба возможных способа обладают как преимуществами, так и недостатками. Сварка может обуславливать контакт между медью и сталью не по всей толщине шины, а 3D-печать приводить к избыточному перемешиванию меди и стали на границе. По этой причине в настоящей работе поставлена основная цель – определить закономерности формирования структуры в градиентной зоне между чистой медью марки М1 и низкоуглеродистой сталью образцов, полученных методами электронно-лучевой сварки ЭЛС и проволочного аддитивного электронно-лучевого производства ЭЛАП.

Образцы получены методами ЭЛАП и ЭЛС на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Для сварки использовали листовой прокат меди марки М1 и электротехнической стали толщиной 5-20 мм. Сварку осуществляли встык под углом 90°. Для печати применяли проволочные филаменты соответствующих сплавов диаметром 1,2-1,6 мм. Печать осуществляли таким образом, чтобы на первом этапе формировался паз в стальной части образца шириной 10-20 мм и глубиной 5-20 мм, который затем механически обрабатывался и заполнялся медью. Параметры процесса электронно-лучевой сварки и аддитивного производства подбирали эмпирически. После печати из образцов производилась вырезка лопаток для механических испытаний и поперечных металлографических шлифов.

Проведенные исследования показывают, что при электронно-лучевой сварке толстолистового проката возможно формирование непроплава за счет отклонения электронного пучка на стыке стали и меди, связанного с магнитными свойствами стали. При отсутствии непроплава механические свойства переходной зоны превышают свойства чистой меди и разрыв при испытании происходит за пределами сварного шва. Заполнение чистой медью паза выявило эффект образования трещин на границе внутри меди при остывании, связанном со сжатием как стали, так и меди при охлаждении, что потребовало более детального подбора параметров процесса. Свойства материала переходной зоны в бездефектных образцах также находились на достаточно высоком уровне и превышали прочность чистой меди. Проведенные сравнительные исследования процесса формирования структуры показали, что и ЭЛС и ЭЛАП потенциально подходят для получения соединений стали и меди, при этом потенциально наименьшее влияние на структуру оказывает ЭЛС, а стабильнее в сечении структуру позволяет получить ЭЛАП.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Ориентационная наследственность при фазовых превращениях в стали 17-4 PH, полученной методом селективного лазерного плавления

Никитин И.С., Воропаева Е.А., Семенюк А.О., Черниченко Р.С., Долженко П.Д., Борисов С.И., Калиненко А.А., Зуйко И.С., Миронов С. Ю.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), Белгород

Сталь 17-4 PH широко исследуется в качестве перспективного материала для аддитивных методов производства, в частности селективного лазерного плавления (СЛП). В ходе СЛП возможно формирование широкого диапазона микроструктурных состояний [1-3], некоторые из которых не обеспечивают необходимого уровня механических свойств. В связи с чем, в ряде случае требуется проведения термической обработки, в частности закалки для формирования благоприятной микроструктуры мартенсита. При этом важно понимать, какие изменения микроструктуры происходят в процессе термической обработки аддитивного материала, на что и нацелено данное исследование.

Печать осуществлялась в среде азота с применением ротационной стратегии сканирования с поворотом на 90° при каждом сканировании. Были использованы следующие параметры: толщина порошкового слоя 30 мкм, шаг сканирования 50 мкм, скорость сканирования 2,5 м/с, мощность лазерного излучения 240 Вт и объемная плотность энергии 64 Дж/мм^3. Был получен образец размерами 10 × 10 × 20 мм^3 (НДР × ПН × НР). НР – направление роста, НДР – направление движения ролика (направление нанесения порошка), ПН – перпендикулярное направление. Исследование микроструктуры осуществлялось методом EBSD анализа. Были исследованы образец после печати и образец после печати и закалки. Режим закалки включал в себя нагрев до температуры 1050°C с выдержкой в течение 0,5 часа и последующее охлаждение на воздухе. Данный режим соответствует стандартной режиму закалки для стали 17-4 PH.

Ключевым результатом исследования стало наблюдение ориентационной наследственности текстуры во время закалки стали 17-4 PH, полученной методом СЛП. В частности, кристаллографическая текстура, полученная в мартенсите во время СЛП, сохранялась после последующей закалки. Это явление было связано с ярко выраженной селекцией кристаллографических вариантов как при образовании аустенита на стадии нагрева под закалку, так и при последующем мартенситном превращении на этапе охлаждения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № FZWG-2026-0005 «Разработка научных основ оптимизации селективного лазерного плавления и последующей термической обработки дисперсионно-твердеющей мартенситной стали 17-4 PH». Экспериментальные исследования проводились на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

1. Partitioning of a microstructure produced during laser powder bed fusion of 17-4 PH steel / Borisov S.I., Dolzhenko P.D., Nikitin I.S., Kalinenko A.A., Zuiko I.S., Kaliuzhnaya E.V., Shi L., Wu Ch., Mironov S.Yu. // Mater. Phys. Mech. – 2026. – Vol. 54. – No 2. – P 17-25. – DOI:10.18149/MPM.5422026_2.
2. Microstructural Control of a Multi-Phase PH Steel Printed with Laser Powder Bed Fusion / Fields, B., Amiri, M., Lim, J., Pürstl, J. T., Begley, M. R., Apelian, D., Valdevit, L. // Adv. Mater. Technol. – 2024. – Vol. 9. – No. 2301037. – DOI:10.1002/admt.202301037.
3. Abnormal Three-Stage Plastic Deformation in a 17-4 PH Stainless Steel Fabricated by Laser Powder Bed Fusion / Zhao, D., Guo, Y. Lai, R., Wen, Y., Wang, P., Liu, C., Chen, Z., Yang, C., Li, S., Chen, W., Liu, Z. // Mater. Sci. Eng., A. – 2022. – Vol. 858. – No. 144160. – DOI:10.1016/j.msea.2022.144160.

Структура и свойства моно и мультислоистых покрытий титана и алюминия, полученных при разных потенциалах электрического смещения подложки

Овчинников С.В., Воронов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Одним из значимых подходов формирования адаптивных функциональных покрытий является синтез градиентных (градиентно-слоистых) структур [1, 2], обеспечивающих эффективность и долговечность эксплуатации изделия с покрытием ввиду сохранения им сплошности и структурно-фазовых характеристик. При этом исходная градиентная структура покрытий может быть сформирована при изменении в процессе осаждения величины электрического потенциала смещения подложки. Данная модификация условий осаждения представляется перспективной ввиду своего быстродействия, что делает потенциально возможным формирование комбинаций очень тонких слоёв в различном структурном состоянии (покрытий с мультислоевой архитектурой). В этом случае спектр изменений структурного состояния не ограничивается дефектной микроструктурой, но может выражаться в различиях в слоях концентраций легирующих элементов ввиду вторичного распыления с поверхности роста, а также в образовании новых фаз при превышении энергией адатомов потенциального барьера зарождения.

Нам представляется, что возможности градиентного структурирования по толщине покрытия за счёт изменения потенциала смещения могут быть выявлены в большей степени как при увеличении диапазона смещения, так и при использовании материалов покрытий с различными температурой плавления, энергиями образования, миграции точечных дефектов и модуля Юнга, то есть тех характеристик, которые определяют интенсивность генерации и возврата дефектной микроструктуры. В этой связи в качестве объекта исследования особенностей модификации структуры и механических свойств выбраны монослойные металлические покрытия титана и алюминия, полученные при различных потенциала смещения подложки, а также многослойные композиции, слои которых соответствуют определённому потенциалу смещения.

Исследуемые покрытия были синтезированы испарением в дуговом разряде в среде аргона катодов титана марки ВТ 1-0 и алюминия марки Д16 на подложки из нержавеющей стали и твёрдого сплава. После получения в камере предварительного вакуума 10^{-3} Па и температуры 300 °С синтез покрытий титана и алюминия выполняли при токе разряда дугового испарителя 40 А и ступенчатым, с шагом 200 В, изменении потенциала смещения на подложках в диапазоне от -100 до -700 В. Изучение механических свойств покрытий выполнено методами наноиндентирования, скрэтч-тестирования, а исследование морфологии роста, элементного состава и структуры – с использованием методик просвечивающей и растровой электронной микроскопии на электронных микроскопах Apreo 2.0 и JEM 2100.

При осаждении покрытий установлены эффекты вторичного распыления, выраженные в уменьшении скорости роста покрытий, формировании конусообразной зёренной морфологии поверхности и изменениях элементного состава с увеличением потенциала смещения подложки. Показано, что значения твёрдости покрытий обоих материалов, независимо от потенциала смещения, имеют бимодальное распределение, что может быть обусловлено влиянием более мягкой капельной фракции. Для покрытий титана найдено немонотонное изменение величины твёрдости с наибольшим значением при потенциале - 500 В и её уменьшение на 15 – 30 % при отличных величинах потенциала, тогда как для покрытий алюминия установлено уменьшение величины твёрдости для покрытий потенциала ниже -100 В, причём это падение ускоряется с ростом потенциала. Установлено, что характер деформирования покрытий в скрэтч-тестах отражает высокую пластичность материалов покрытий, что проявляется в фактическом отсутствии масштабных трещин на поверхности и видимых отслоений покрытия от подложки.

Показано, что с изменением потенциала смещения подложки величины параметров структурного состояния для покрытий титана меняются качественно подобно изменению

твёрдости, тогда как для алюминия подобная корреляция обнаруживается только на наименьшем изученном масштабе, соответствующем однородно распределённым дислокациям. На основе выполненных исследований механических свойств определены границы изменения электрического потенциала смещения на подложке, которые могут быть практически значимы для синтеза монослойных и мультислоевых покрытий с повышенной износостойкостью. В связи с данными структурных исследований высказано предположение о влиянии различия физических свойств материалов на особенности их структурного состояния при разных потенциалах смещения подложки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW – 2026 – 0008.

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. Gradient high-entropy alloy coatings with structural-compositional dual heterogeneities: Microstructure evolution and tribological behavior / Di Chen, Xiufang Cui, Xinyao Li, Zhongtao Dai, Ziyu Song, Litong Feng, Guo Jin // Surf. Coat. Technol. – 2026. – Vol. 520. – 132994. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2025.132994.

Микроструктура и механические свойства стали ЭП-823 после старения при 700 °С длительностью до 500 часов

[1,2]Осипова В.В., [1,2]Литовченко И.Ю., [1]Полехина Н.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

Исследовано влияние старения длительностью до 500 часов при 700 °С на микроструктуру и механические свойства 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe-12Cr-Mo-W-Si-V-W-Nb) после традиционной термической (ТТО) и высокотемпературной термомеханической обработок (ВТМО).

Подробные исследования особенностей микроструктуры и механических свойств после указанных обработок (до старения) представлены в [1]. После ТТО структура представлена отпущенным мартенситом с частицами $M_{23}C_6$ и МХ. Показано, что применение ВТМО позволяет модифицировать микроструктуру стали: размеры мартенситных блоков уменьшаются в 1.5 раза, ширина мартенситных ламелей снижается в 3 раза, повышается плотность дислокаций и объемная доля мелкодисперсных частиц типа МХ, по сравнению со структурным состоянием после ТТО, тем самым обеспечивая повышение прочностных свойств в широком интервале температур.

Исследования микроструктуры стали ЭП-823 после старения при 700 °С в течение 125 часов показали, что структура стали после двух обработок качественно подобна. Структура представлена ламелями отпущенного мартенсита и фрагментами феррита, а также частицами вторых фаз (карбиды $M_{23}C_6$ и карбонитриды МХ). Выделения в условиях старения частиц других фаз не обнаружено. Средние размеры карбидов $M_{23}C_6$ после ВТМО и старения несколько ниже, чем после ТТО и старения, частицы типа МХ при этом остаются стабильными и не изменяют своих размеров. Старение стали ЭП-823 в течение 125 часов при 700 °С приводит к увеличению ширины мартенситных ламелей и размеров частиц $M_{23}C_6$, снижению плотности дислокаций после обеих исследованных обработок (ТТО и ВТМО), по сравнению с состояниями до старения. Указанные изменения микроструктуры приводят к снижению прочностных и повышению пластических свойств стали. Предел текучести в результате старения 125 часов снижается в 1.4 раза в состоянии после ТТО и в 1.5 раз после ВТМО.

При увеличении времени старения до 500 ч указанные тенденции сохраняются. Большая часть микроструктуры после старения в течение 500 часов представлена почти равноосными ферритными зернами/субзернами. При этом длительное старение не приводит к изменению размеров блоков мартенсита. В результате старения наблюдается снижение доли малоугловых и повышение доли двойниковых границ разориентации. Длительное старение (500 часов) обеспечивает дальнейшее снижение предела текучести (в 1.5 раза после ТТО и в 1.7 раз после ВТМО, относительно состояния до старения).

После ВТМО и старения средние размеры структурных элементов остаются ниже, а плотность дислокаций выше, чем после ТТО и старения. Кроме того, несмотря на более значительное снижение прочностных свойств в условиях старения после ВТМО, они остаются на более высоком уровне, по сравнению с состоянием после ТТО.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0005.

1. The microstructure and mechanical properties of ferritic-martensitic steel EP-823 after high-temperature thermomechanical treatment / I. Litovchenko, K. Almaeva, N. Polekhina, S. Akkuzin, V. Linnik, , E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova // Metals. – 2022. – Vol. 12. – Art. 79. – DOI: 10.3390/met12010079.

Особенности формирования разрыва в зонах тектонических контактных пятен

Остапчук А.А.
Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Долгопрудный

Понимание физики формирования и развития землетрясений в зонах тектонических разломов является критически важным при решении многих фундаментальных и прикладных задач. В рамках современной концепции «Геомеханики разломов» природа коровых землетрясений связана с фрикционным скольжением по разломам [1]. Очаг землетрясения при этом представляет собой зону скольжения по тектоническому контактному пятну, которое сложено породами с реологией скоростного разупрочнения и высоким коэффициентом трения; горные породы, слагающие область разлома между пятнами, характеризуются преимущественно низким коэффициентом трения и свойством скоростного упрочнения.

Подготовка тектонических землетрясений контролируется глобальными процессами эволюции литосферны плит и сопровождается физическими явлениями в обширной области вокруг будущего очага. Развитие методов геодезического и сейсмического мониторинга позволяют в настоящее время определять локализацию тектонических контактных пятен. Контактные пятна проявляются в виде запертых сегментов разломов, на которых отсутствует относительное смещение его берегов. Пространственно-временные закономерности активизации сейсмичности, предшествующей главному событию, не имеют четких временных рамок и не дают ответа о времени старта разрыва землетрясения. При этом одной из важнейших составляющих эволюции очага землетрясение является медленное скольжение, инициирующееся в зоне очага [2]. Медленное скольжение надежно выявляется (ретроспективно) за несколько часов до сильных землетрясений с магнитудой более 7.

Лабораторные и численные эксперименты воспроизводят особенности деформационного процесса в очаге землетрясения, включая различные сценарии релаксации напряжений. Инициирование тектонического землетрясения на первой стадии развивается как медленное скольжение по разлому, распространяющееся вдоль будущего очага. Медленное скольжение разрушает консолидированную область контактного пятна, формируя фрикционный контакт. Медленное скольжение фактически очерчивает зону очага готовящего события. Длительность стадии медленного скольжения определяется размером тектонического контактного пятна и скоростью распространения фронта медленного скольжения и, вероятно, является определяет временной масштаб возможного проявления геодезических и сейсмических аномалий-предвестников землетрясения. На второй стадии медленное скольжение, распространившись на всё пятно, трансформируется в быстрое. В начальный момент стадии быстрого скольжения генерируется сейсмический импульс, обусловленный распространением разрыва вдоль контактного пятна.

Физическим основание формирования локализованного медленного скольжения является разупрочнение контактного пятна – снижением сопротивления сдвигу от величины прочности консолидированной породы до уровня трения скольжения – на конечном расстоянии релаксации δ.

Исследование поддержано грантом Российского научного фонда № 26-11-00143.

1. Кочарян Г.Г. Геомеханика разломов. М: ГЕОС, 2016. – 424 с.
2. Остапчук А.А. Медленное скольжение по тектоническим разломам // УФН. – 2026. – Т. 196. – Вып. 7. – С. 173–181.

Получение наплавочного материала с высокими износостойкими характеристиками

Панченко И.А., Ломиворотов Н.П.

Сибирский Государственный индустриальный университет,. Новокузнец

Получение наплавочного материала, способного работать в условиях ударно-абразивного износа, который должен обладать соответствующими твердостью и износостойкостью, является важной задачей машиностроения. С этой целью были выплавлены образцы, которые состоят из проволоки марки ПП-Нп-35В9Х3СФ смешанной с пылью от газоочистки алюминиевого производства [1, 2]. Проволоку изготавливали методом протяжки стальной ленты марки 08Ю с одновременным заполнением шихтовыми материалами. Для выплавления образцов был использован режим наплавки с силой тока 420 А, напряжением 38 В, скоростью наплавки 18 см/мин.

При проведении СЭМ анализа подтвердили усвоение легирующих элементов, полученных из порошковой проволоки и отметили включения, состоящие из вольфрама, углерода, хрома, ванадия и марганца (рис. 1, таблица 1). Добавка пыли электрофильтров алюминиевого производства в шихту для порошковой проволоки влияет на количество углерода в наплавленном металле.

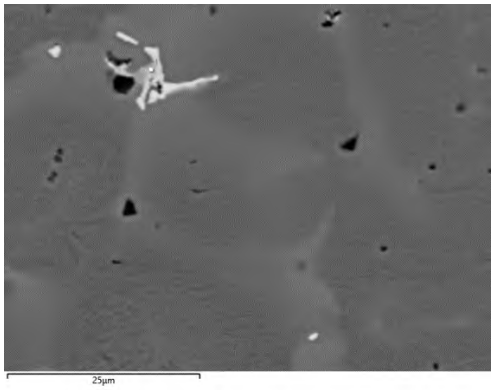


Рис. 1. СЭМ изображение образца 1

Таблица 1. Суммарный спектр карты

Элемент	Вес. %	σ вес. %	Атом. %
C	6,98	0,73	31,76
V	0,59	0,07	0,64
Cr	4,64	0,11	4,87
Mn	0,69	0,09	0,68
Fe	53,00	0,53	51,90
W	34,11	0,46	10,15
Всего	100,00		100.00

Наплавленное покрытие характеризуется высокими микротвердостью 600–731 HV и нанотвердостью 5,43±1,44 ГПа, износостойкостью $1{,}17^{-5}$ Δ/n (г/об), модулем Юнга 142,99 ± 13,09 ГПа. Результаты исследований подтверждают получение высокотвердых покрытий, способных повысить эксплуатационную надежность узлов и деталей тяжелонагруженных агрегатов и машин. Образцы, изготовленные с максимальным содержанием добавки в виде пыли электрофильтров алюминиевого производства, выделяются повышенной твердости и изностойкости.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

1. Основы создания углеродсодержащих сварочных и наплавочных материалов: монография / Р. Е. Крюков, Н. А. Козырев // Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2019. – 359 с.

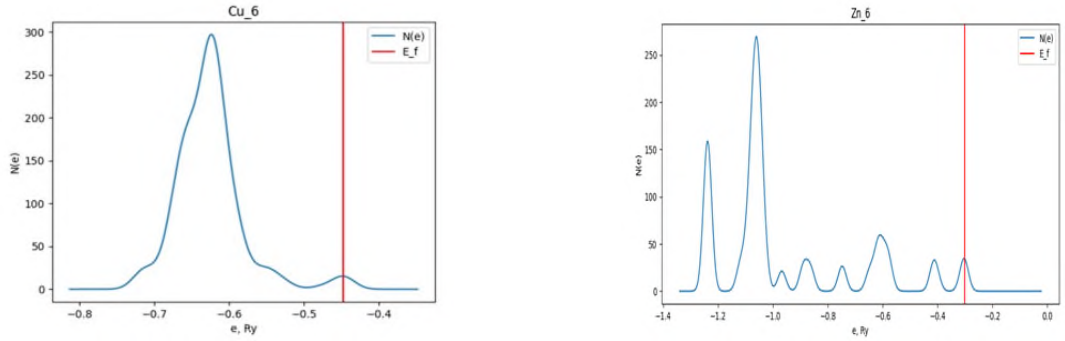
2. Изучение влияния введения в состав порошковой проволоки марки 35В9Х3СФ углеродфторсодержащей добавки / Н. А. Козырев, Р. Е. Крюков, А. Р. Михно [и др.] // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2019. – № 4(30). – С. 16-20.

Особенности твердофазных превращений меди, инициированных механическим ударом

Перевалов Т.Д., Кузнецова А.К., Нявро А.В., Черепанов В.Н., Завьялов С.Д.
Томский государственный университет, Томск

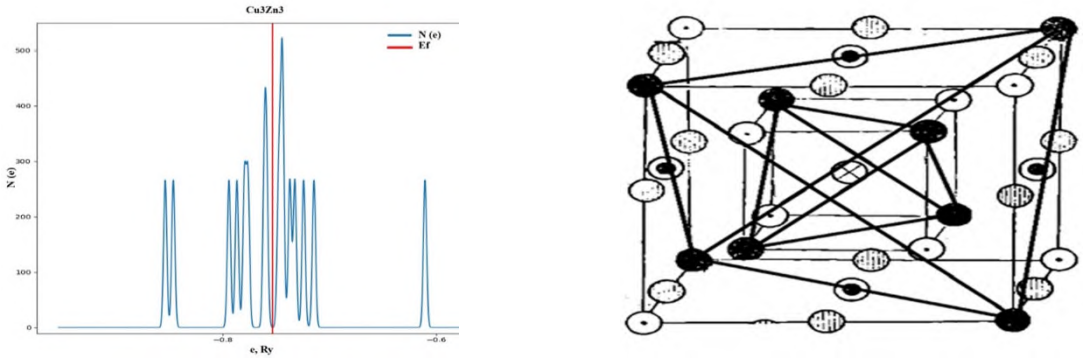
В настоящее время во всем мире происходит разработка новых технологий для создания новых материалов с уникальными физическими свойствами, которые востребованы современной техникой. В данной работе изучается влияние высоких давлений и локализация этих давлений для создания материалов с новыми свойствами на основе меди. Целью данной работы является исследование особенностей структурно-фазовых превращений в образцах меди разной толщины, подвергнутых ударно-волновой нагрузке и ее влияние на электронную структуру меди.

В работе наблюдали структурно – фазовые превращения в локализованных участках медной фольги, подвергнутой ударной нагрузке стальным шариком, движущимся со скоростью 780 м/с. Обнаружено, что деформация медной фольги уменьшила ее толщину почти вдвое, с 200 мкм до 100 мкм. С помощью энерго-дисперсионной аналитической приставки INCAPenta FETx3 в локальных областях деформированной медной фольги были идентифицированы сферические частицы диаметром около 1 мкм, возникающие в медных образцах и содержащие цинк.



а б

Рис. 1. Результаты расчета плотности спин-поляризованных электронных состояний для шестиатомных октаэдрических кластеров меди (а) и цинка (б) [1]



а б

Рис. 2. Результаты расчета плотности спин-поляризованных электронных состояний для атомно-упорядоченной фазы Cu3Zn3 со структурой L11 (а) и сверхструктура L11 (б) [2]

В результатате твердофазных превращений в условиях ударной нагрузки обнаружено:

1. Измельчение и переориентация зёрен меди в зоне ударной нагрузки.
2. Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено образование сверхструктуры L11.
3. С помощью флюоресцентного рентгеновского анализаобнаружено образование частиц

размером 1 мкм,содержащих цинк.

4. Построены спектры спин поляризованных электронных состояний для кластеров меди, цинка и для сверхструктуры CuZn типа L11.

1. Нявро А.В. Эволюция электронных состояний: атом-молекула-кластер-кристалл. – Издательский дом Томского государственного университета, 2013. – 267 с.
2. Бокий Г.Б Введение в кристаллохимию. – Издательство МГУ, 1954. – 300 с.
3. Ключников Г.М., Ключников И.Г. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 8-3. – С. 458–465.

Закономерности формирования структуры медных сплавов при проволочном аддитивном электродуговом и электронно-лучевом производстве

[1,2]Петраков А.Г., [1]Семенчук В.М., [1]Чумаевский А.В., [1]Осипович К.С., [1]Егорова И.В., [1,2]Сидоров Е.А., [1,2]Кушнарев Ю.В., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В современной научно-промышленной сфере всё большую роль играют технологии аддитивного производства деталей из металлов и сплавов. Это связано как с тенденцией к увеличению экономичности производств и снижению затрат на изготовление единицы изделия, так и с развитием методов 3D-печати. На настоящее время технологии аддитивного производства включают в себя два основных типа по способу доставки материала в зону печати: технологии селективного сплавления порошкового материала, подаваемого слой за слоем на поверхность и технологии, основанные на непосредственной подаче проволочного или порошкового материала в зону печати. К первым технологиям относятся в основном селективное лазерное и электронно-лучевое сплавление (selective laser melting, SLM, electron beam melting, EBM). Ко второй группе относятся проволочные лазерная (wire laser additive manufacturing, WLAM), электродуговая (wire arc additive manufacturing) и электронно-лучевая (wire electron beam additive manufacturing, EBAM, WEBAM), и порошковая лазерная технологии (laser powder direct energy deposition, LP-DED, L-DED, DED). Одно из наиболее ранних наименований последней – DED, в целом является наименованием второй группы технологий – технологии прямого осаждения/подвода материала и энергии в зону печати.

Наиболее производительными на данное время являются технологии прямого осаждения материала, особенно использующие для печати проволочные филаменты – WEBAM, WAAM, WLAM. Наиболее точными – порошковые технологии – SLM, DED. Происхождение большинства из проволочных технологий основано так или иначе на адаптации методов электронно-лучевой и электродуговой наплавки к получению объемных изделий, и восходят ещё к 80-90-м годам 20-го века. Но, наиболее интенсивным развитие данных методов печати приобрело с развитием электроники в начале 21-го века. Наиболее развитой в плане промышленного применения является технология электродуговой печати WAAM. Это обусловлено возможностью применения стандартных сварочных роботов и отсутствием необходимости в вакуумной системе, присущей технологии WEBAM.

Для печати электронно-лучевым способом WEBAM характерны наиболее плавные условия отвода тепла из зоны формирования изделия, отсутствие атмосферного влияния и интенсивное испарение металла из ванны расплава. Для электродуговой печати WAAM характерна достаточно высокая скорость охлаждения материала, невысокая степень атмосферного воздействия и слабое испарение металла из ванны расплава. Настолько различные характеристики методов обуславливают резко различающиеся структуру и свойства полученных материалов и делают технологии более применимыми для разных по составу сплавов. Целью настоящей работы является описание закономерностей организации структуры при печати методами WEBAM и WAAM медных сплавов различного состава: алюминиево-марганцевой бронзы БрАМц9-2, кремниевой бронзы БрКМц3-1, оловянно-фосфорной бронзы БрОФ6,5-0,15 и оловянно-цинковой бронзы БрОЦ4-3. Печать проводили с использованием проволочных филаментов диаметром 1,2-1,6 мм. Проведенные исследования показывают, что метод WEBAM лучше подходит для получения деталей из низколегированных бронз, в то время как при WAAM возможно растрескивание при их печати за счет высокой скорости охлаждения. При этом интенсивное испарение легирующих элементов затрудняет печать оловянных бронз при WEBAM, но более доступно при печати методом WAAM, хотя и требует дополнительного подогрева подложки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Генерация модельных структур аддитивно изготовленных металлов методом пошагового заполнения с применением алгоритмов машинного обучения

[1]Писарев М., [1]Шахиджанов В.С., [1,2]Романова В.А., [1,2]Балохонов Р.Р.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Зеренная структура, формирующаяся в процессе селективного лазерного сплавления (СЛС), характеризуется выраженной пространственной периодичностью и зависимостью от направления, обусловленной технологическими особенностями построения материала «трек за треком» и «слой за слоем» [1–3]. Отличительной особенностью такой структуры является формирование зерен, вытянутых в направлении термических потоков и обладающих выраженной кристаллографической текстурой. Полученная структура может приводить к существенной анизотропии механических свойств на разных масштабных уровнях. Понимание связи между микроструктурой аддитивно изготовленных металлических изделий и их деформационным поведением остается одной из ключевых задач аддитивных технологий.

Важным инструментом исследования наблюдаемых закономерностей, дополняющим и частично заменяющим экспериментальные методы, является численное моделирование. В работах [1, 4, 5] было показано, что для аддитивно изготовленных материалов особое значение приобретают модели, учитывающие пространственное распределение и морфологические особенности структурных элементов в явном виде. Такие модели позволяют исследовать локальные характеристики напряженно-деформированного состояния на масштабе рассмотрения структуры и явно учесть вклады от взаимодействия структурных элементов, в частности, зерен. Одной из ключевых проблем такого подхода является построение геометрических моделей, описывающих сложную морфологию зерен и границ раздела, что особенно актуально для аддитивно изготовленных металлов. Создание наиболее реалистичных трехмерных моделей микроструктур возможно на основе данных послойного сканирования, компьютерной томографии и других экспериментальных методов, которые, как правило, являются крайне трудозатратными и дорогостоящими. Альтернативой служат методы компьютерного дизайна, среди которых можно выделить имитационные, геометрические, физически обоснованные методы и их комбинацию.

В работе [6] для генерации трехмерных поликристаллических структур был предложен метод пошагового заполнения (англ. step-by-step packing, SSP), основанный на комбинации аналитически заданных геометрических законов и приемов имитационного моделирования. В отличие от широко используемых алгоритмов Вороного, ограниченных разбиением пространства на многоугольники с плоскими гранями, метод SSP позволяет генерировать зерна сложной формы с выпуклыми и вогнутыми участками, характерными для реальных материалов. В ряде работ (например, [4, 7, 8]) этот метод был успешно применен для генерации модельных структур аддитивно изготовленных материалов на мезо- и микроуровнях.

Основными параметрами генерации методом SSP, определяющими морфологические особенности зерен конечной структуры, являются начальное распределение «зародышей» зерен и геометрические законы их инкрементального роста. Определение набора координат «зародышей» для получения структур с характеристиками, соответствующими экспериментальным данным, является отдельной нетривиальной задачей. Автоматизация этой процедуры представляет значительный практический интерес и открывает возможности применения методов машинного обучения.

В настоящей работе для определения начальных распределений «зародышей» зерен по заданным изображениям структур использовалась сверточная нейронная сеть архитектуры U-Net [9]. Модель обучалась на 20 000 парах данных «микроструктура-начальное распределение зародышей» размером 200×200 пикселей. Обученная модель была протестирована на различных зеренных структурах, не использованных в обучении нейронной сети и соответствующих структурам, полученным традиционными методами металлургии, а также

полученных методом СЛС. Сравнение изображений, построенных по спрогнозированным с использованием нейросети начальным распределениям «зародышей» зерен, со структурой, использованной на входе, показало качественное и количественное согласие. Стоит отметить, что для изображений структур, полученных методом СЛС, обученная модель объединяет зерна размером менее 4-5 пикселей, тем самым занижая число «зародышей» на ~25%, однако при этом воспроизводимость столбчатой морфологии зерен не нарушается.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-19-00357, https://rscf.ru/project/26-19-00357/.

1. Структурно-механические модели материалов, изготовленных селективным лазерным сплавлением, на примере стали 316L (Обзор) / М. Писарев, Е.С. Емельянова, В.А. Романова, А. Зиновьев, Л. Сун, Р.Р. Балохонов // Физ. мезомех. – 2025. – Т. 28. – № 3. – С. 5–21. – DOI: 10.55652/1683-805X_2025_28_3_5-21.
2. Mechanical anisotropy of additively manufactured stainless steel 316L: An experimental and numerical study / A. Charmi, R. Falkenberg, L. Ávila, G. Mohr, K. Sommer, A. Ulbricht, M. Sprengel, R.S. Neumann, B. Skrotzki, A. Evans. // Mater. Sci. Eng. A. – 2021. – Vol. 799. – P. 140154. – DOI: 10.1016/j.msea.2020.140154.
3. Karthik G.M., Kim H.S. Heterogeneous aspects of additive manufactured metallic parts: A review // Met. Mater. Int. – 2021. – Vol. 27. – P. 1–39. – DOI: 10.1007/s12540-020-00931-2.
4. Моделирование формирования зеренной структуры сплава AlSi10Mg в условиях селективного лазерного сплавления / Е.М. Дымнич, В.А. Романова, А. Бородина, Р.Р. Балохонов // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2025. – № 5. – С. 5–17. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.5.01.
5. Multi-Scale modelling of structure-property relationship in additively manufactured metallic materials / H. Tang, H. Huang, Ch. Liu, Zh. Liu, W. Yan // Int. J. Mech. Sci. – 2021. – Vol. 194. – P. 106185. – DOI: 10.1016/j.ijmecsci.2020.106185.
6. 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. – 2019. – Vol. 37. – P. 241–250. – DOI: 10.1007/s00366-019-00820-2.
7. Heterostructure-mediated ductility anisotropy in heat-treated L-PBF AlSi10Mg: A multiscale experimental and crystal plasticity investigation / L. Song, J. Guo, K. Liu, Lv Zhao, Sh. Liang, Y. Zhu, M. Huang, Zh. Li // Addit. Manuf. – 2026. – Vol. 121. – P. 105166. – DOI: 10.1016/j.addma.2026.105166.
8. How heterogeneous microstructure determines mechanical behavior of laser powder bed fusion AlSi10Mg / L. Song, Lv Zhao, L. Ding, Y. Zhu, Sh. Liang, M. Huang, A. Simar, Zh. Li // Mater. Sci. Eng. A. – 2024. – Vol. 909. – P. 146845. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146845.
9. Ronneberger O., Fischer P., Brox T. U-Net: Convolutional networks for biomedical image segmentation // Medical Image Computing and Computer-Assisted Intervention – MICCAI 2015. Lecture Notes in Computer Science / eds. N. Navab, J. Hornegger, W. Wells, A. Frangi. – Springer, 2015. – P. 234–241. – DOI: 10.1007/978-3-319-24574-4_28.

Влияние ультразвукового воздействия на структуру и свойства толстостенных изделий, получаемых электродуговым формованием проволоки 04Х19Н11М3 и 12Х18Н10Т

Плаев Г.О., Нейман А.А., Буякова С.П.

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Электродуговое формование (ЭДФ) является перспективным аддитивным методом получения крупногабаритных толстостенных изделий из металлических материалов. В основе технологии лежит послойный перенос расплавленного металла, нагреваемого электрической дугой, что позволяет изготавливать заготовки сложной формы с высокими механическими свойствами. Однако формирование структуры и свойств при ЭДФ в значительной степени зависит от термического цикла, особенно при изготовлении толстостенных конструкций, где замедленное охлаждение может приводить к росту зерна и нежелательным структурным превращениям. Применение ультразвукового воздействия в процессе сварки является эффективным способом модификации структуры металла шва: ультразвуковые колебания способствуют измельчению зерна, подавлению сегрегации и снижению уровня остаточных напряжений.

Целью настоящей работы являлось выявление закономерностей влияния ультразвукового воздействия и принудительного теплоотвода на структуру и свойства толстостенных изделий, получаемых ЭДФ из проволок марок 04Х19Н11М3 и 12Х18Н10Т. В ходе первого года обучения в аспирантуре были изучены литературные данные по процессам ЭДФ легированных сталей, освоена методика получения образцов методом ЭДФ на роботизированном сварочном полуавтомате FANUC Robot ARC Mate 100iD. Изготовлены образцы из двух типов проволоки: коррозионностойкой аустенитной стали Св-04Х19Н11М3 (содержание Cr ~18%, Ni ~8%, Mo ~3%) и стали 12Х18Н10Т, стабилизированной титаном. Для каждого материала подготовлено несколько образцов: часть из них — получены в обычной воздушной среде, другие — получены с принудительным охлаждением (погружением в воду) для имитации ускоренного теплоотвода.

Визуальный осмотр показал, что образцы, сваренные без водяного охлаждения, имеют равномерную чешуйчатость и окалину светлых тонов (от соломенного до синего цвета). Образцы с погружением в воду отличались матовой светлой поверхностью без окалины, что свидетельствует о меньшем окислении и более быстром охлаждении. Формирование структуры при обычном охлаждении сопровождается диффузионным ростом аустенитных зёрен с выделением карбидов хрома и молибдена по границам зёрен. Принудительное водяное охлаждение, напротив, приводит к высокоскоростной кристаллизации, подавлению сегрегации и значительному измельчению зерна. В то же время быстрое охлаждение может вызывать закалочные напряжения и способствовать образованию деформационного мартенсита в зоне термического влияния.

Для проволоки Св-04Х19Н11М3, легированной молибденом, замедление диффузионных процессов при быстром охлаждении обеспечивает формирование мелкозернистой структуры и повышение твёрдости. Для стали 12Х18Н10Т, стабилизированной титаном, резкое охлаждение может снизить эффект стабилизации, что повышает риск межкристаллитной коррозии. Таким образом, управление скоростью охлаждения и применение ультразвукового воздействия открывают возможности для целенаправленного регулирования структуры и свойств толстостенных изделий, получаемых ЭДФ. В дальнейшем планируется проведение детальных металлографических исследований, механических испытаний и оценка коррозионной стойкости полученных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0002.

1. Способ повышения однородности структуры металла сварных соединений аустенитных сталей: пат. 2270441 Рос. Федерация. – 2006.

2. The Effect of Ultrasonic Vibration on The Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel Weld / T. Watanabe, S. Ookawara, S. Seki, A. Yanagisawa, S. Konuma // J. Jpn. Weld. Soc. – 2004. – Vol. 73. – P. 56–62.

Неидеальный контакт в задачах многокомпонентной диффузии

Повернов С.Е.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В последние годы композиционные материалы находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности, а также науке, благодаря своим уникальным характеристикам. Грамотный выбор исходных компонентов и методов создания композитов дает возможность получать материалы с заранее заданными свойствами[1]. Ключевую роль в этом процессе играет формирование переходных слоев на границах раздела зерен или фаз, где определяющими являются диффузионные явления и сопутствующие им процессы. Понимание этих процессов даст возможность прогнозировать итоговые свойства материалов.

В настоящей работе сформулированы и проанализированы варианты задачи многокомпонентной диффузии о перераспределении двух легирующих элементов между двумя, различными между собой, материалами. Так как материалы различны, коэффициенты диффузии в них отличаются. Для описания системы из трех элементов в каждом материале записываются два уравнения диффузии и два уравнения для потоков.

$$\frac{\partial C_1^k}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x}\left(J_1^k\right), \quad \frac{\partial C_2^k}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x}\left(J_2^k\right);$$

$$J_1^k = -D_{11}^k \frac{\partial C_1^k}{\partial x} - D_{12}^k \frac{\partial C_2^k}{\partial x}, \quad J_2^k = -D_{21}^k \frac{\partial C_1^k}{\partial x} - D_{22}^k \frac{\partial C_2^k}{\partial x};$$

Здесь J_i^k – диффузионные потоки компонентов, C_i^k – концентрации компонентов, нижний индекс i относится к компоненту, а верхний индекс k – к материалу.

В модели учитываются эффекты перекрестной диффузии, а также зависимость коэффициентов диффузии от локального состава. Разработан и реализован численный алгоритм решения данной задачи. В ходе исследования проанализированы два частных случая: с постоянными коэффициентами диффузии и с коэффициентами, зависящими от состава.

Особое внимание уделено учету неидеального контакта на границе раздела, возникающего из-за диффузионного сопротивления (в работе рассмотрен вариант наличия шероховатости на границе). В этом случае граничные условия на границе раздела материалов(фаз) были записаны следующим образом:

$$J_1^A = J_1^B; \quad J_2^A = J_2^B; \quad C_1^A - C_1^B = \frac{\delta}{D_{s1}} J_1^k; \quad C_2^A - C_2^B = \frac{\delta}{D_{s2}} J_2^k$$

Альтернативные варианты постановки граничных условий, а также тестовые аналитические решения, применявшиеся для верификации и отладки вычислительного кода, подробно рассмотрены в работах [2].

Предложенный вычислительный алгоритм основан на явном выделении границы раздела материала. Для аппроксимации исходной системы дифференциальных уравнений используется устойчивая неявная разностная схема. Решение возникающей системы алгебраических уравнений осуществляется с помощью метода прогонки.

Отмечается, что разработанный математический аппарат и алгоритм обладают высокой универсальностью и могут быть применены для решения широкого круга задач, где встречается диффузия [3,4]. В частности, учет неидеального контакта в задачах многокомпонентной диффузии важен для прогнозирования свойств неразъемных соединений, полученных сваркой, пайкой, характеристик поверхностных слоёв и покрытий, скорости химических реакций в твёрдых телах, а также механических и коррозионных свойств материалов.

Работа выполнена по программе фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН, проект FWRW- 2026-0007.

1. Диффузия и процессы нестационарной массопроводности при изготовлении композиционных материалов / С.Ю. Осипов, Ю.Р. Осипов, О.А. Панфилова, В.П. Сеничев, С.А. Шлыков // Вестник Череповецкого государственного университета. – 2015. – №1 (62).
2. Особенности спекания порошковых составов CuO–Al и TiO_2–Al в условиях регулируемого нагрева / М.А. Анисимова, А.Г. Князева, Е.Н. Коростелева, С.Е. Повернов // Химическая физика и мезоскопия. – 2024. – Т. 26, № 4. – С. 457–470. – DOI:10.62669/17270227.2024.4.38.
3. Mehrer H. Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes. Berlin; Heidelberg: Springer. 2007. 654 p. DOI: 10.1007/978-3-540-71488-0.
4. Лариков Л.Н., Исайчев В.И. Структура и свойства металлов и сплавов. Диффузия в металлах и сплавах. Киев: Наукова думка, 1987. 512 с.

Исследование поверхностных свойств, состава и структуры тонких пленок оксидов и оксинитридов титана при различных режимах реактивного магнетронного напыления

Попов Т.А., Конищев М.Е., Евдокимов К.Е., Твердохлебов С.И.
Томский политехнический университет, Томск

В современной кардиологии и сосудистой хирургии одним из наиболее эффективных методов лечения стенозов является стентирование, при котором пораженный сосуд расширяют с помощью металлического стента. Для изготовления стентов широко применяется коррозионностойкая сталь 12Х18Н10Т, обладающая высокими пластическими характеристиками и механической прочностью. Несмотря на это, поверхностный слой стали в физиологической среде не всегда обеспечивает требуемый уровень гемосовместимости. Выделение ионов металлов (особенно никеля и хрома) может стимулировать воспалительные и фиброзные реакции, что повышает риск рестеноза и тромбообразования [1]. Кроме того, недостаточная биоинертность поверхности способствует нежелательной адгезии белков и тромбоцитов [2]. Данную проблему можно решить путем нанесения функциональных покрытий на основе оксида и оксинитрида титана, обладающих высокой химической стойкостью, низкой скоростью растворения в биологических средах и не изменяющих качественный и количественный состав биологических жидкостей [3].

Перспективным методом нанесения биосовместимых покрытий является метод реактивного магнетронного распыления, позволяющий формировать плотный столбчатый или нанокомпозитный слой на поверхности металлической подложки. При этом параметры процесса осаждения: парциальное давление реактивных газов (азота и кислорода), мощность разряда, потенциал смещения на подложке, необходимо подбирать таким образом, чтобы сформированное покрытие по своим функциональным свойствам способствовало решению задачи биосовместимости.

В качестве образцов были использованы квадратные пластины размерами 10×10мм^2 и 20×20мм^2 с 11 класс шероховатости. Напыление образцов производилось на опытно-промышленной установке ТИОН-2М [4]. Покрытия осаждались с одинаковой длительностью напыления, но в разных условиях: варьировалась мощность (P), расход газов (Q), время (t), смещение на подложке ($-U_b$) и длительность подачи смещения (t_b) (см. таблица 1).

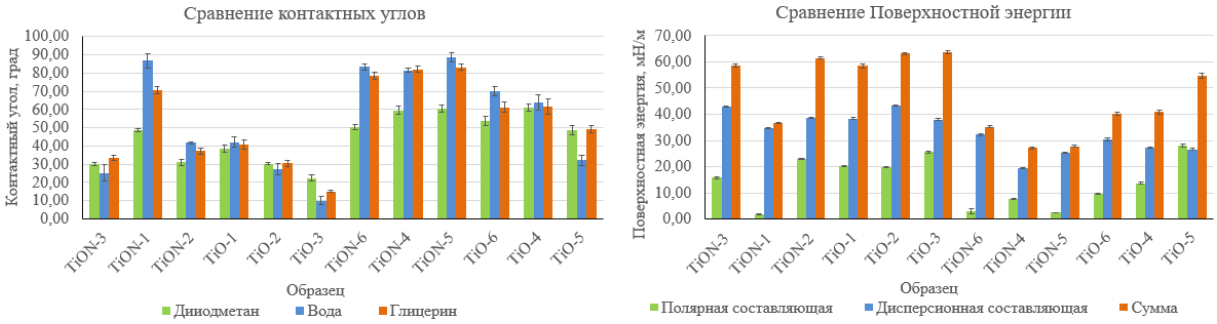
Таблица 1. Условия напыления образцов

Обозн.	P, квт	t, мин	Q, мл/мин			$-U_b$, В	t_b, мин	Обозн.	P, квт	t, мин	Q, мл/мин			$-U_b$, В	t_b, мин
			Ar	O_2	N_2						Ar	O_2	N_2		
TiON-1	2	90	4,8	6	6	100	15	TiON-4	2	90	8	6	12	0	0
TiON-2	2	90	4,8	6	6	100	30	TiON-5	2	90	8	5	15	0	0
TiON-3	2	90	4,8	6	6	0	0	TiON-6	2	90	8	7	10,5	0	0
TiO-1	2	90	4,8	6	0	0	0	TiO-4	2,5	90	8	12	0	0	0
TiO-2	2	90	4,8	6	0	80	90	TiO-5	3	90	8	12	0	0	0
TiO-3	2	90	4,8	6	0	90	90	TiO-6	1,5	90	8	10	0	0	0

Исследование показателя преломления проводилось на спектральном эллипсометрическом комплексе «ЭЛЛИПС-1891 CAR» (НПК «Центр нанотехнологий», Новосибирск, Россия). Анализ результатов показал, что при увеличении времени смещения в случае оксинитридов толщина покрытия уменьшается (от 237,5 до 270,4 нм), а показатель преломления увеличивается (от 2,32 до 2, 46). При напылении оксидов титана наличие смещения не влияет на толщину покрытия, а показатель преломления увеличивается (от 2,29 до 2,34), однако при дальнейшем увеличении смещения показатель преломления резко уменьшается (до 2,25). Уменьшение соотношения расхода газов O_2/N_2 приводит к уменьшению толщины пленок (от 288,9 до 251,7 нм), показатель преломления при этом изменяется незначительно. При увеличении мощности разряда толщина и показатель преломления пленок оксидов титана увеличиваются.

Исследование поверхностной энергии проводилось при помощи системы анализа формы

капли EasyDrop standart (Krüss GmbH, Гамбург, Германия). Использовалось три вида жидкости: дииодметан, вода и глицерин (см. рис. 1).



а б

Рис. 1. Графики сравнения контактных углов (а) и поверхностной энергии (б)

Для оксинитридов влияние смещения оказалось нелинейным: кратковременное смещение увеличивает гидрофобность, тогда как длительное приводит к увеличению полярной составляющей поверхностной энергии и уменьшению контактных углов. Для оксидов титана подача смещения увеличивает поверхностную энергию, при этом увеличение смещения с 90 до 100 В, приводит к резкому уменьшению дисперсионной составляющей (от 43,34 до 38,01 мН/м) и увеличению полярной составляющей (от 19,78 до 25,57 мН/м) поверхностной энергии. Уменьшение соотношения расхода газов O_2/N_2 способствует увеличению гидрофобности и уменьшению поверхностной энергии. Увеличение мощности разряда приводит к уменьшению контактных углов и увеличению поверхностной энергии.

Механические свойства оценивали с помощью системы NanoTest (Micro Materials Ltd., Рексхэм, Великобритания) с алмазным наконечником Berkovich. Проанализировав результаты наноиндентирования, можно заключить, что все шесть образцов (как оксидные, так и оксинитридные) обладают высокой и сопоставимой твёрдостью в диапазоне 7,7–9,2 ГПа. Принципиальных различий между оксидными и оксинитридными покрытиями не выявлено.

По результатам XRD можно сделать вывод о том, что наличие смещения, увеличение мощности и соотношения количества кислорода к азоту в атмосфере камеры влияет на фазовый состав получаемых покрытий, увеличивая содержание рутила и уменьшая содержание анатаза.

Таким образом, установлено, что варьирование параметров реактивного магнетронного напыления (время и величина смещения, соотношение газов O_2/N_2, мощность разряда) позволяет целенаправленно управлять оптическими, поверхностными и структурными свойствами покрытий оксидов и оксинитридов титана на стали 12Х18Н10Т.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект «Наука» № FSWW-2026-0052.

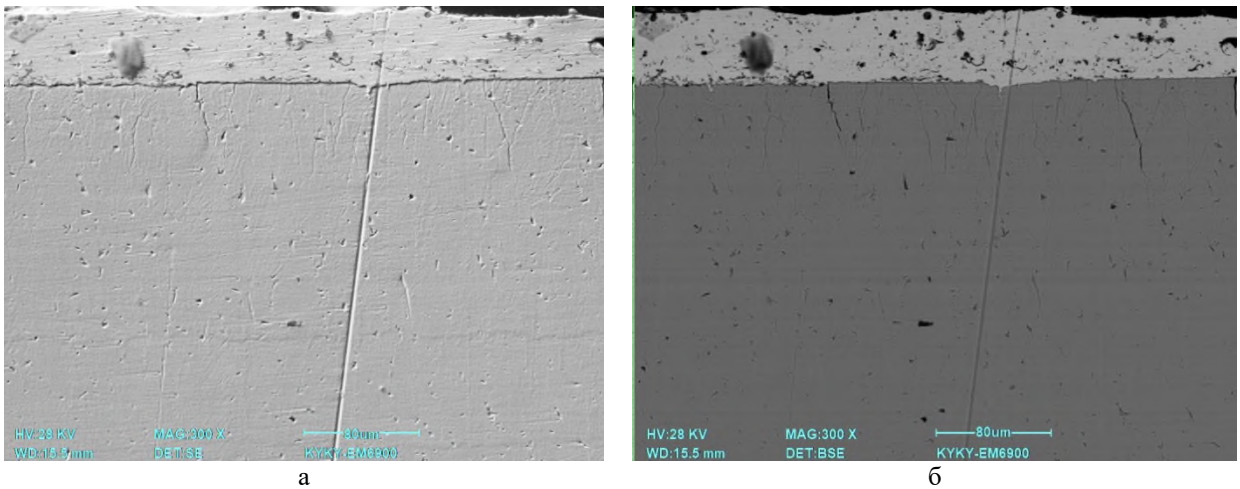
1. Toxicity, Irritation, and Allergy of Metal Implants: Historical Perspective and Modern Solutions / G. Szczęsny, M. Kopec, Z.L. Kowalewski // Coatings. – 2025. – Vol. 15, No. 3. – P. 361. – DOI: 10.3390/coatings15030361.
2. Corrosion behavior and fibrinogen adsorptive interaction of SS316L surfaces covered with ethylene glycol plasma polymer-coated Ti nanoparticles / J. K. M. L. da Silva, S. A. C. Carabineiro, M. A. S. G. de Azevedo, I. M. M. M. de Carvalho, A. M. B. do Rego // Surf. Coat. Technol. – 2009. – Vol. 203, No. 17-18. – P. 2598-2603. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2009.02.115.
3. Titanium oxynitride (TiON) and zirconium oxynitride (ZrON) films were exhibited excellent hemocompatibility by preventing the platelet activation / B. Subramanian, C.V. Muraleedharan, R. Ananthakumar, M. Jayachandran // Surf. Coat. Technol. – 2011. – Vol. 205, No. 21-22. – P. 5014-5020. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2011.05.004.
4. Effect of nitrogen-doping and post annealing on wettability and band gap energy of TiO_2 thin film / Z. Sun, V.F. Pichugin, K.E. Evdokimov, M.E. Konishchev, M.S. Syrtanov, V.N. Kudiiarov, Ke Li, S.I. Tverdokhlebov // Applied Surface Science. – 2020. – Vol. 500. – P. 144048. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2019.144048.

Предварительные основы технологии электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий белый электрокорунд - серебро

Почетуха В.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Данным сообщением оповещаем научную общественность о разработке основ новой бережливой технологии электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий белый электрокорунд - серебро. Реализация новой бережливой технологии электронно-ионно-плазменного напыления базируется на формировании покрытий в три стадии. Первая стадия: получение покрытия за счет формирования продуктов электрического взрыва проводников. Вторая стадия: модификация покрытия, полученного на первой стадии, высокоэнергетическим сильноточным электронным пучком. Третья стадия: азотирование покрытия, прошедшего первую и вторую стадию.

В рамках плана текущего научного проекта на финальной стадии осуществлено формирование системы белый электрокорунд - серебро. Электрокорунд белый (марки 25А, 24А, 23А) – высокочистый синтетический абразив (более 99 %), получаемый плавлением глинозема. Отличается высокой твердостью (по шкале Мооса), хрупкостью и термостойкостью. Применяется для чистового шлифования, заточки инструмента, пескоструйной обработки и полировки высокоуглеродистых и быстрорежущих сталей. В качестве примера рассмотрим подтверждение получения на поверхности медной подложки покрытий системы Al_2O_3–Ag методом электровзрывного напыления на первой стадии. Исследования структуры покрытий проведены взаимодополняющими методами световой микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгенофазового анализа и рентгеноспектрального анализа. В качестве подтверждения приведем результат исследования указанного покрытия методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 1).



а б

Рис. 1. Структура покрытия системы Al_2O_3–Ag, полученного методом электровзрывного напыления на первой стадии электронно-ионно-плазменного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) получено во вторичных электронах SE, изображение (б) получено в обратно отраженных электронах BSE

Покрытие имеет толщину до 80 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.

Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

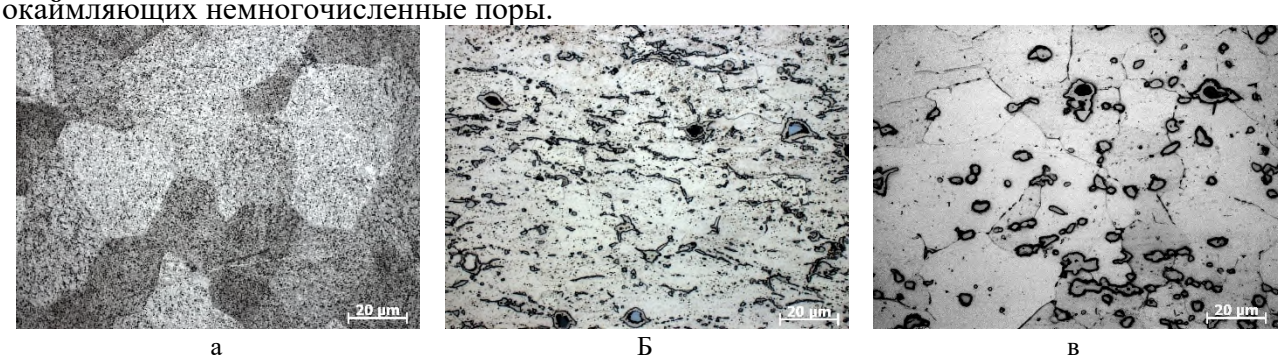
Титаноматричные композиты с силицидным упрочнением: структура, прочность, износостойкость

Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Акимов К.О.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В качестве дисперсной упрочняющей фазы в титаноматричных композитах чаще всего используют карбид титана и моноборид титана, имеющие высокую твердость и отличную совместимость с титановой матрицей. Значительно меньше работ по исследованию титаноматричных композитов с силицидным упрочнением. Порошковые титаноматричные композиты с силицидным упрочнением получают компактированием порошковых смесей титана и кремния, причем порошок кремния, как правило, имеет субмикронный размер. Смеси с заданным элементным составом подвергают обработке в планетарных шаровых мельницах. При этом мелкие силицидные частицы внедряются в поверхностный слой более крупных частиц титана. При нагреве частицы кремния превращаются в силицид Ti_5Si_3 с образованием силицидной сетки на поверхности частиц кремния [1]. Для разрушения силицидной сетки спеченные заготовки подвергают горячей деформации (прокатка, ковка, экструзия). При последующей термообработке с целью модификации морфологии и дисперсности силицидных включений и получения необходимых механических свойств композита дополнительно проводят термическую обработку [2, 3].

В настоящей работе были проведены структурные исследования титаноматричных композитов, полученных горячим уплотнением порошковых смесей из сферического титанового порошка ТiСр и молотого кремния марки КР-00 и последующей термообработкой компактов. Также было исследовано влияние содержания кремния в смесях и режимов термообработки на твердость, прочность на изгиб и абразивную износостойкость композитов.

Структурные изменения при отжиге горячеуплотненной смеси зависят от температуры отжига. При отжиге прессовки из чистого титана происходит сильный рост зерна (рис. 1а). После отжига прессовки с 5 % кремния при температуре 800 °С рост зерна блокируется частицами непрореагировавшего порошка кремния и силицидными частицами, которые успели образоваться при отжиге (рис. 1б). После отжига при 1000 °С силицидные частицы однородно распределены в титановой матрице и локализованы преимущественно в объеме зерен твердого раствора титан – кремний (рис. 1в). Силицид также встречается в виде ободков, окаймляющих немногочисленные поры.



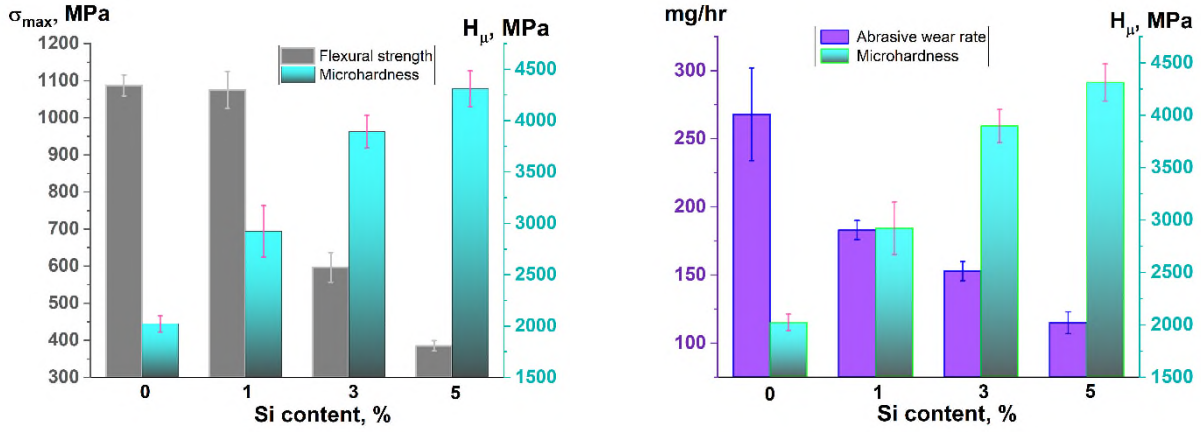
а Б в

Рис. 1. Зависимость микроструктуры горячеуплотненных образцов из порошка ТiСр (а) и смесей ТiСр + 5 вес. % S (б, в) от температуры отжига: 870 (а), 800 (б) и 1000 (в) °С

Наряду со структурными исследованиями были исследованы зависимости твердости, прочности на изгиб и абразивной износостойкости горячеуплотненных композитов от содержания кремния в смесях (1, 3 и 5 вес. %) и температур отжига. Для композитов, отожженных при 1000 °С, были построены корреляционные соотношения «прочность на изгиб – твердость» (рис. 2а) и «скорость абразивного износа – твердость» (рис. 2б). Зависимость прочности на изгиб от твердости обратно пропорциональна. По-видимому, причиной падения прочности с одновременным увеличением твердости является увеличение объемной доли силицида в структуре композита. Наибольший интерес в качестве материала конструкционного назначения представляет композит, спрессованный из смеси с 1 вес. %

кремния. Прочность на изгиб этого композита максимальна, а твердость примерно в полтора раза выше, чем твердость чистого титана.

Зависимость скорости абразивного износа также обратно пропорциональна твердости (рис. 2б). Причиной одновременного повышения твердости и износостойкости в этом случае также является увеличение объемной доли силицида в структуре титаноматричных композитов.



а б

Рис. 2. Корреляционные соотношения «прочность – твердость» (а) и «скорость износа – твердость» (б) в титаноматричных композитах с силицидным упрочнением

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0009.

1. Microstructure and mechanical properties of in-situ Ti_5Si_3/TC4 composites via spark plasma sintering and hot rolling / C. Tao, L. Li, N. He, G. Sun, C. Liu, J. Xu, M. Li, L. Dong, Y. Zhang, L. Wang, M. Li // J. Alloys Compd. – 2023. – Vol. 969. – P. 172404. – DOI:10.1016/j.jallcom.2023.172404.
2. Microstructure characterization and tensile performance of a high-strength titanium alloy with in-situ precipitates of Ti_5Si_3 / L. Zhuo, K. Ji, J.W. Lu, J. Sun, W. Huo, H. Shao, B. Chen, Y. Zhao // J. Alloys Compd. – 2023. – Vol. 968. – P. 171867. – DOI:10.1016/j.jallcom.2023.171867.
3. Structure and mechanical properties of in-situ titanium matrix composites with homogeneous Ti_5Si_3 equiaxial particle-reinforcements / X. Zhang, M. He, W. Yang, K. Wu, Y. Zhan, F. Song // Mater. Sci. Eng. A. – 2017. – Vol. 698. – P. 73–79. – DOI:10.1016/j.msea.2017.05.043.

Формирование функциональных свойств имплантационных материалов плазменными методами и разработка новых биорезобрируемых сплавов

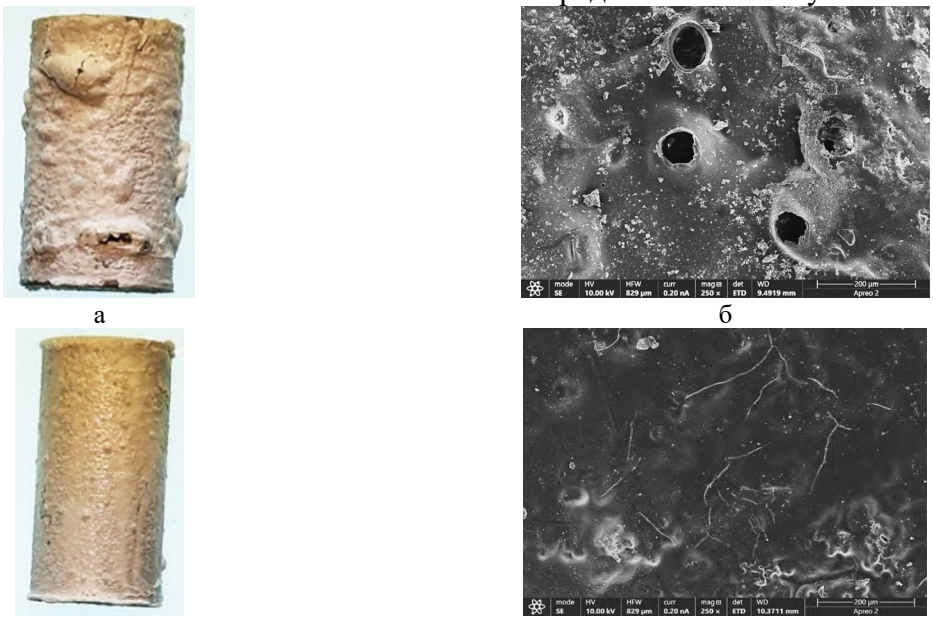
Просолов К.А., Шаркеев Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие современной имплантологии сопровождается переходом от выбора материала к проектированию функциональных поверхностей, определяющих биологический отклик, долговечность и клиническую эффективность медицинских изделий. Такой подход требует объединения новейших результатов, полученных в областях физики конденсированного состояния, плазменных технологиях, механики материалов и биомедицины для создания изделий с прогнозируемым комплексом механических, коррозионных и биологических свойств.Особое место среди методов функционализации поверхности занимают плазменные технологии, позволяющие формировать покрытия без существенного изменения объемных свойств материала. В зависимости от назначения имплантата такие покрытия могут обеспечивать биоинтеграцию, контролируемую биодеградацию, повышение износостойкости, снижение скорости коррозии, возможность локальной доставки лекарственных веществ и придание поверхности новых функциональных свойств.

В работе представлены результаты исследований, направленных на установление общих физических закономерностей формирования биокомпозитных покрытий на биоинертных титановых и биорезорбируемых магниевых сплавах с использованием микродугового оксидирования (МДО) и высокочастотного (ВЧ) магнетронного распыления. Рассмотрены процессы формирования покрытий на материалах различного структурного состояния, включая ультрамелкозернистое состояние, полученное методами интенсивной пластической деформации. Отдельный раздел доклада посвящен первым результатам разработки сплавов системы Mg–Sr–Bi и задачам их последующей плазменной функционализации.

Установлено влияние способа плазменной обработки и структурного состояния подложки на коррозионные процессы в ходе механических испытаний в среде, приближенных к физиологическим при квазистатическом и низкочастотном динамическом нагружении. Пример различия внешнего вида образцов после динамического нагружения ($9*10^5$ циклов) магниевого сплава системы Mg-Zn-Zr-Ce в крупнокристаллическом или ультрамелкозернистом состоянии, модифицированного кальцийфосфатным покрытием и сополимером полигликолиевой и полимолочной кислот представлен на Рисунке 1



а б в г

Рис. 1. Внешний вид (а) и микрофоторафия (б) образца сплава Mg-Zn-Zr-Ce с МДО и PLGA покрытиями в крупнокристаллическом состоянии и внешний вид (в) и микрофоторафия (г) образца сплава Mg-Zn-Zr-Ce с МДО и PLGA покрытиями в ультрамелкозернистом состоянии после динамических испытаний в условиях, симулирующих биологические

В результате работы установлен и обобщён единый физический принцип: структурное состояние подложки (плотность дефектов, размер зерна, кристаллографическая ориентация и состояние поверхностного слоя) выступает управляющим параметром как статистики искрового пробоя в плазменно-электрохимическом процессе (МДО), так и режима конденсации и кристалличности в плазменно-вакуумном процессе (ВЧ-магнетронное распыление).

Представленные результаты формируют междисциплинарную научную основу для развития физических принципов проектирования функциональных поверхностей медицинских материалов и открывают новые возможности применения плазменных технологий в регенеративной медицине, травматологии, ортопедии и тканевой инженерии.

Работа выполнена в рамках гранта российского научного фонда № 26-19-00623.

1. Recent progress in surface modification of metals coated by plasma electrolytic oxidation: Principle, structure, and performance / R.O. Hussein, X. Nie, D.O. Northwood // Prog. Mater. Sci. – 2021. – Vol. 117. – Art. 100735. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100735.
2. Huang T., Wang H., Zhang Z. Incorporation of inorganic elements onto titanium-based implant surfaces by one-step plasma electrolytic oxidation: an efficient method to enhance osteogenesis // Biomater. Sci. – 2022. – Vol. 10. – P. 6656–6674. – DOI: 10.1039/D2BM00818A.
3. Grain refinement and plasma electrolytic oxidation of a Mg–Zn–Zr–Ce alloy: a synergistic approach to enhancing mechanical properties and stress-corrosion cracking resistance / A.D. Kashin, K.A. Prosolov, A.Yu. Eroshenko, M.B. Sedelnikova, N.A. Luginin, M.A. Khimich, A.S. Gnedenkov, S.L. Sinebryukhov, A.D. Nomerovskii, V.S. Marchenko, S.V. Gnedenkov, Yu.P. Sharkeev // J. Mater. Sci. – 2025. – Vol. 60. – P. 12013–12041.

Взаимосвязь морфологии структуры композиционно сложных сплавов системы CoCrFeNiAl с магнитными параметрами

Путилова Е.А., Малыгина К.Д.
ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург

Последние двадцать лет в современном материаловедении активно развиваются сплавы нового класса – композиционно сложные или, как их чаще называют, высокоэнтропийные сплавы (ВЭС). Если классическая металлургия опирается на один базовый элемент, легированный малыми добавками, то концепция ВЭС предполагает формирование твердых растворов из пяти и более главных элементов в эквиатомных или близких к ним концентрациях [1-3]. Среди многообразия исследуемых систем хотелось бы выделить сплав системы CoCrFeNiAl, которая демонстрирует уникальное сочетание высокой прочности и твёрдости, криогенной вязкости разрушения и коррозионной стойкости, что делает ее перспективной для различных областей промышленности. Несмотря на обилие публикаций, посвященных изучению микроструктуры, способов получения и механическим свойствам этих материалов [4-6], их функциональные характеристики, в частности магнитные, остаются изученными фрагментарно [7, 8]. Актуальность работы обусловлена необходимостью перехода от описательной микроскопии к разработке методов неразрушающего контроля, способных оценивать состояние гетерогенных систем как в процессе получения, так и при последующей эксплуатации.

Исследованы модельные сплавы состава CoCrFeNiAlx (x=0,6;0,8;1,0;1,2 ат. долей Al). Морфология зерен анализировалась методами оптической и растровой электронной микроскопии с EBSD-анализом. Магнитные параметры — коэрцитивная сила (H_c) и удельная намагниченность насыщения ($J_{уд}$) — измерялись в разомкнутой магнитной цепи при помощи KOERZIMAT 1.097 HCJ/J-H FOERSTER.

Изменение концентрации алюминия в диапазоне 0,6 - 1,2 ат. долей приводит к кардинальному изменению фазового состава. При x=0,6 ферромагнитная ОЦК-фаза присутствует в виде конгломератов в парамагнитной ГЦК-матрице, а при x=1,2 формируется непрерывная полиэдрическая матрица с объемной долей ОЦК-фазы до 98%.

Установлена прямая линейная корреляция между содержанием ферромагнитной фазы и удельной намагниченностью насыщения с коэффициентом корреляции 0,97. Рост доли Al закономерно усиливает интегральные ферромагнитные свойства материала. Выявлена сложная зависимость коэрцитивной силы от морфологии выделений. Максимальное ее значение 12,4 А/см достигается при эвтектическом строении сплава (x=0,8), обеспечивающем наибольшее количество препятствий для движения доменных стенок в процессе намагничивания и перемагничивания. При укрупнении зерна ОЦК-фазы (до 220 мкм при x=1,2) значения коэрцитивной силы закономерно снижаются до 7,9 А/см из-за уменьшения плотности межфазных границ. Наблюдается обратная зависимость коэрцитивной силы от доли большеугловых границ.

Система CoCrFeNiAl является идеальной моделью для разработки методов неразрушающей магнитной структуроскопии. Интегральные магнитные характеристики напрямую отражают эволюцию микроструктуры: параметр удельной намагниченности позволяет количественно оценивать объемную долю ферромагнитной фазы без разрушения образца, а H_c служит чувствительным маркером ее морфологии, размера зерен и плотности дефектов. Показано, что уровень абсолютных значений намагниченности исследованных ВЭС значительно ниже, чем у классических сталей, что требует повышения чувствительности измерительной аппаратуры.

Способность фиксировать деградацию материала делает метод перспективным для мониторинга узлов различных элементов конструкций и установок. Однако для дальнейшего развития метода и реализации этих возможностей требуется дальнейшее совершенствование многопараметрического анализа данных магнитной структуроскопии и повышение чувствительности датчиков для точного определения контролируемых параметров.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 25-29-00345. При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН.

1. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys // Phys. Met. Metallogr. – 2020. – Vol. 121. – P. 733–764.
2. Effect of Mn and M on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system / G.A. Salishchev, M.A. Tikhonovsky, D.G. Shaysultanov, N.D. Stepanov, A.V. Kuznetsov, I.V. Kolodiy, A.S. Tortika., O.N. Senkov // J. Alloys Compd. – 2014. – Vol. 591. – P. 11–21.
3. Pressure effects on electronic structure and electrical conductivity of TiZrHfNb high-entropy alloy / S.A. Uporov, R.E. Ryltsev, V.A. Sidorov, S.K. Estemirova, E.V. Sterkhov, I.A. Balyakin, N.M. Chtchelkatchev // Intermetallics. – 2022. – Vol. 140. – No. 3. – P. 107394.
4. The exceptional strong face-centered cubic phase and semi-coherent phase boundary in a eutectic dual-phase high entropy alloy AlCoCrFeNi / Q. Wang, Y. Lu, Q. Yu, Z. Zhang. // Sci Rep. – 2018. – Vol. 8. – No. 1. – P. 1-7.
5. Mechanical behavior of AlxCoCrFeNi high-entropy-alloy rods in a wide temperature range / Dongyue Li, Peter K. Liaw, Yong Zhang, Wenrui Wang. // Materials Science and Engineering: A. – 2025. – Vol. 927. – P. 148037.
6. Arun S., Radhika N., Saleh B. Effect of Additional Alloying Elements on Microstructure and Properties of AlCoCrFeNi High Entropy Alloy System: A Comprehensive Review // Met. Mater. Int. – 2025. – Vol. 31. – P. 285–324.
7. Влияние фазового состава и температуры гомогенизации на магнитные характеристики высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeNiAlx / Е.А. Путилова, К.Д. Малыгина, А.Ю. Иванников, В.Е. Веселова // Дефектоскопия. – 2025. – №10. – С. 56-67.
8. Влияние пластической деформации на микроструктуру, механические и магнитные свойства многокомпонентных сплавов системы CoCrFeNiAl(x) / Е. А. Путилова, К. Д. Малыгина, А. А. Филиппов, А. Ю. Иванников // Дефектоскопия. – 2026. – № 2. – С. 48-61.

Керамика со сложным составом и макропористой архитектурой для регенерации костной ткани

[1,2]Путляев В.И., [1,2]Евдокимов П.В., [1,2,3]Гаршев А.В., [1,2]Климашина Е.С., [2,3,4]Филиппов Я.Ю., [1]Леонтьев Н.В., [2]Голубчиков Д.О., [2]Мурашко А.М.

[1]Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

[2]Факультет наук о материалах, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

[3]Университет МГУ-ППИ, Шеньчжень, Китай

[4]Научно-исследовательский институт механики, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

Восстановление костной ткани с помощью макропористых сред (матриксов) сложного химического состава и архитектуры – достаточно востребованная область современной тканевой инженерии. Сложный химический состав матрикса является ключевой характеристикой, наделяющей материал комплексом биологических свойств и определяющей поведение такого матрикса в процессе резорбции в организме. Включение в состав керамического матрикса помимо основных макроэлементов других, в том числе, микроэлементов, позволяет а) стабилизировать полиморфные модификации с необходимым уровнем резорбции, б) обеспечить поступление в организм элементов, включенных в определенные биохимические процессы, позволяет целенаправленно активировать именно эти процессы, связанные с регенерацией костной ткани. Комплекс новых свойств, связанный с усложнением химического состава, относится к усилению остеоиндуктивных и других явлений, сопутствующих образованию, росту и ремоделированию кости: (1) дифференцировки стволовых клеток в остеогенную линию, обеспечивающей образование новой кости во всем объеме матрикса; (2) остеогенеза – в смысле основных стадий роста и ремоделирования кости, включая функционирование специализированных клеток кости – остеобластов и остеокластов, а также развития процесса минерализации костного матрикса; (3) ангиогенеза – развития сети кровеносных сосудов для снабжения растущей кости питательными веществами; (4) иммунного ответа; (5) создание асептического фона за счет предотвращения развития бактериальных пленок и покрытий.

Кристаллическая структура, выступающая в роли «депо» сложного химического состава, должна обеспечивать обширный изоморфизм и резорбируемость (растворимость) соответствующей фазы. В качестве таковой структуры удобно рассматривать глазерит - $X^{[6+6]}Y_2^{[4+6]}M^{[6]}(EO_4)_2$, обладающий хорошей изоморфной емкостью и позволяющий проводить замещения в четырех группах позиций структуры. Очень сложный химический состав дает возможность *энтропийной стабилизации* высокотемпературной фазы, так, как это принято в современных высокоэнтропийных материалах. Усложнение химического состава при допировании, преимущественно, в группы позиций E и M увеличивает энтропию соединения за счет увеличения вклада конфигурационной энтропии при образовании твердого раствора. Стабилизация высокотемпературного твердого раствора может быть осуществлена и за счет усиления *энтальпийного вклада* в свободную энергию образования твердого раствора – увеличения энергии кристаллической решетки высокотемпературной модификации за счет гетеровалентного замещения на более крупные и/или многозарядные ионы.

В докладе рассмотрены керамические и стеклокерамические материалы (с исходными составами стеклообразных матриксов на основе классического биостекла 45S5), в состав которых входит до 15-20 различных химических элементов, исключая кислород; влияние сложного химического состава на величину конфигурационной энтропии твердого раствора, динамику фазовых превращений и спекаемость керамики, растворимость (резорбируемость) в модельных растворах, величину pH при гидролизе в водной среде.

Остеокондуктивные свойства керамики (способствование прорастанию кости в объем материала) обеспечиваются сециально созданной макропористой архитектурой.

Стереолитографическая 3D-печать, в основе которой лежит локальная (пиксельная) фотополимеризации, является перспективным вариантом аддитивных технологий, позволяющим сформировать изделия для тканевой инженерии с заданной внутренней архитектурой. Достоинство стереолитографии - высокое разрешение печати на уровне 1-50 мкм, позволяющее воспроизвести мельчайшие детали изделия, в том числе, различные по связности и размеру поры. Естественной “расплатой” за высокое разрешение является значительное увеличение времени, необходимое для создания модели. При переходе от попиксельного сканирования лазерным пучком фотополимеризуемой среды (SLA-метод) к засвечиванию всего слоя модели через фотомаску, создаваемую DMD-проектором (DLP-метод) достигается существенное увеличение производительности печати.

В докладе рассматриваются различные типы имплантатов со сложной внутренней архитектурой; вопросы, связанные с конструированием макропористого пространства, импея в виду проницаемость и жесткость изделий в качестве целевых параметров. Затрагиваются вопросы коррекции фоточувствительности полимеризуемых суспензий за счет варьирования ее состава; определения режима термической обработки, позволяющего сохранить геометрию изделия.

Обсуждены проблемы и возможные перспективы использования стереолитографической печати для создания макропористых матриксов для тканевой инженерии.

Доклад подготовлен авторским коллективом в рамках теоретических и экспериментальных работ при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00219-П с использованием оборудования, приобретенного за счет Программы развития Московского университета.

Многоуровневый анализ влияния структурной и механической анизотропии на деформационное поведение аддитивно-изготовленных ГЦК металлов

[1,2]Романова В.А., [1]Писарев М., [1]Дымнич Е.М., [1]Емельянова Е.С., [1,2]Мухин В.Е., [1]Шахиджанов В.С., [1,2]Балохонов В.Р., [1,2]Бородина А., [1,2]Балохонов Р.Р.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Структура и механические свойства аддитивно изготовленных металлов существенно отличаются от свойств сплавов с таким же химическим составом, полученных методами традиционной металлургии. В условиях высоких термических градиентов и термоциклирования 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 знания закономерностей деформационного поведения на разных масштабных уровнях. В настоящей работе представлены результаты экспериментальных и численных исследований влияния зеренной структуры и текстуры на деформационное поведение ГЦК металлов, изготовленных методом селективного лазерного плавления. На примере металлов с различным коэффициентом Зенера исследовано влияние степени кристаллографической анизотропии упругих свойств на неоднородное напряженно-деформированного состояния на мезоуровне и эффективные упругие свойства. Реализован подход к моделированию деформационного поведения с явным учетом особенностей зеренной структуры и текстуры. Трехмерные конечно-элементные модели поликристаллических структур строились 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. На примере построенных моделей численно исследовано влияние формы и кристаллографической ориентации зерен в треках на характеристики напряженно-деформированного состояния на мезоуровне и анизотропию эффективных механических свойств. Выявлены закономерности формирования мезоскопического деформационного рельефа на свободной поверхности аддитивно-изготовленных сплавов в процессе одноосного нагружения вдоль и поперек направления сканирования.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 26-19-00357.

Особенности электрохимической коррозии в хлоридсодержащих средах аддитивных композитов системы «медь-сталь», полученной методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии

Рубцов К.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Егорова И.В., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие методов аддитивных технологий открывает новые возможности для создания биметаллических структур, сочетающих уникальные свойства различных металлов. Композиты системы «медь-сталь» представляют значительный интерес для теплообменного оборудования и морских конструкций, однако контакт разнородных фаз в агрессивных средах создаёт предпосылки для развития гальванической коррозии. Особое значение для современных технологий приобретает микроструктура, формируемая при аддитивном производстве [1]. Наличие фаз с различными электрохимическими потенциалами в таких композитах существенно повышает риск микрогальванической коррозии при электрическом контакте в проводящей среде [1]. Характерная для методов послойного синтеза химическая и структурная неоднородность создает дополнительные микрогалванические пары, делая материал более уязвимым по сравнению с его прокатными аналогами [2]. Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей и механизмов коррозионного разрушения в 3,5% растворе NaCl, моделирующем морскую воду, композитов системы «Медь-Сталь» с различным массовым соотношением компонентов ($Cu_{90}Fe_{10}$, Cu75Fe25 и $Cu_{50}Fe_{50}$).

Коррозионное поведение композитов в интервале потенциалов от –400 до +300 мВ определяется преимущественно поведением медной фазы, тогда как сталь остаётся в пассивном состоянии. На поляризационных кривых всех композитов в области 0…+50 мВ наблюдается резкое падение тока вследствие пассивации меди за счёт образования нерастворимой плёнки хлорида одновалентной меди ($Cu + Cl^- \rightarrow CuCl$). При потенциалах выше +50 мВ происходит перепассивация и растворение защитной плёнки с образованием растворимого комплекса $[CuCl_2]^-$. Морфология разрушения композитов критически зависит от массового соотношения компонентов и взаимного расположения фаз. Композит $Cu_{75}Fe_{25}$ демонстрирует наиболее благоприятное коррозионное поведение. Наблюдается равномерная коррозия медной фазы по границам зёрен с формированием рельефа глубиной 2-3 мкм, лишь в редких случаях достигающего 5-7 мкм в местах контакта меди и стали. Гальванические эффекты выражены слабо, что подтверждается относительно умеренным превышением плотности тока по сравнению с чистой медью.

Композит $Cu_{90}Fe_{10}$ характеризуется преимущественно равномерной коррозией с глубиной 1-2 мкм в большей части образца. Однако в местах плотного контакта стали и меди развивается спонтанная микрогальваническая коррозия, приводящая к образованию глубоких питтингов до 55-60 мкм. Ультразвуковая обработка вызывает механическое отделение фрагментов стали, что свидетельствует о значительном разрушении структуры на границах фаз. Наиболее сложная картина коррозии наблюдается для композита $Cu_{50}Fe_{50}$, обладающего послойной структурой с максимальной площадью контакта фаз. В стальном слое фиксируется значительная потеря объёма и углубления до 20 мкм. Разрушение стального слоя происходит за счёт окисления примесной меди, что приводит к спонтанному механическому отделению фрагментов стали и обнажению новых незащищённых участков меди, моментально вступающих в реакции растворения. Плотность тока коррозии для $Cu_{50}Fe_{50}$ достигает максимального значения (1,789 мкА/см²), что указывает на развитие самоподдерживающегося процесса разрушения, сочетающего электрохимическое растворение и механическую деструкцию.

Таким образом, склонность к коррозии увеличивается в следующем порядке: $Cu_{50}Fe_{50} < Cu_{90}Fe_{10} < Cu_{75}Fe_{25}$. Коррозионная стойкость композитов Cu-Fe определяется устойчивостью медной фазы и вероятностью возникновения гальванических пар на границах раздела. Композит $Cu_{75}Fe_{25}$ подвержен лишь равномерной коррозии и является наиболее перспективным для практического применения, тогда как $Cu_{50}Fe_{50}$ наименее устойчив

вследствие самоподдерживающегося механизма механико-химического разрушения. Скорость коррозии всех исследованных аддитивных композитов в модельной морской воде значительно ниже, чем у прокатанной меди, что делает перспективным их применение в судостроении при условии оптимизации микроструктуры для минимизации гальванических эффектов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

1. Advancements in Additive Manufacturing for Copper and Copper Alloys / A. Vahedi Nemani, et al. // Journal of Manufacturing and Materials Processing. – 2024. – Vol. 8. – № 2. – P. 54.
2. Corrosion Performance of Wire Arc Additive Manufacturing of Metallic Structures: A Review / B.O. Omiyale, et al.// Materials. – 2024. – Vol. 17. –№ 4. – P. 921.

Механизм распада пластин цементита рельсовой стали при длительной эксплуатации

Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е., Михайлов Д.Д., Бащенко Л.П.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Предложен механизм и создана модель образования микро и наноструктур заэвтектоидной рельсовой стали при длительной эксплуатации на основе представлений о распаде пластин цементита по механизму возникновения и развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца границе раздела цементита и феррита. Предполагалось, что в процессе взаимного скольжения пластин феррита и цементита на их границе происходит формирование слоя толщиной порядка от 10 до 100 нм, в котором вещество ведет себя подобно жидкости. В нем возникает сдвиговая неустойчивость, которая запускает процесс распада пластины. При моделировании распада пластин цементита по механизму данной неустойчивости также необходимо учитывать зависимость вязкости среды от структурно-масштабного уровня. Был проведен линейный анализ неустойчивости Кельвина-Гельмгольца в приближении вязко-потенциальной жидкости. В этом приближении вязкость сред учитывается, только на их границе раздела. Проанализировано дисперсионное уравнение возмущений на границе раздела сред и получены зависимости их скорости роста от длины волны. Их анализ показал, что существует два вида наиболее неустойчивых мод возмущений: гидродинамическая и вязкостно-обусловленная. Приближенная аналитическая зависимость скорости роста возмущений от длины волны, для гидродинамической моды имеет вид:

$$\alpha_1 = \sqrt{F_0}\left(x\sqrt{\varepsilon x^2 - x + 1}\sqrt{1 + \frac{\varepsilon\mu x^2}{(\varepsilon x^2 - x + 1)^2}} - \sqrt{\varepsilon}x^2 \right), \quad (1)$$

где $\varepsilon = \frac{\nu^2\rho_1^2\mu U^2}{\sigma^2(1+\mu)^4}$, $F_0 = \frac{\mu^3\rho_1^2U^6}{\sigma^2(1+\mu)^6}$, $\mu = \rho_2/\rho_1$, ν – вязкость, ρ – плотность веществ, σ – межфазное поверхностное натяжение, $x=k/k0$, $k_0 = \frac{\rho_1\mu U^2}{\sigma(1+\mu)^2}$, U – скорость скольжения слоев. Соответственно, для вязкостно-обусловленной моды:

$$\alpha_2 = \sqrt{\varepsilon F_0}\,x^2\left(\sqrt{\frac{\mu x^2}{-\varepsilon x^2 + x - 1}} - 1 \right). \quad (2)$$

Приближенная оценка длины волны, при которой наблюдается вязкостно обусловленная наиболее неустойчивая мода возмущений при $\mu << 1$, показала что:

$$\lambda_{1\max} = 2\frac{\nu^2\rho_1}{\sigma(1+\mu)^3}\left(1 - 2.5\frac{\nu\rho_1 U}{\sigma(1+\mu)^2}\right) \quad (3)$$

Соответственно для $\mu >> 1$:

$$\lambda_{2\max} = 5/6 - 4\varepsilon/5 - \frac{4}{(1+3{,}12\cdot\varepsilon)\sqrt{\mu}} \approx 5/6 - \frac{4}{\sqrt{\mu}} \quad (4)$$

Для системы феррит-цементит μ~1,03, σ ~1 Н/м, ρ_1 = 7600 кг/м^3, ν~ 10^{-5} Па·с: $\lambda_{1\max} = 3{,}69\cdot10^{-7}(1 - 0{,}0184U)$, то есть эта длина волны практически не зависит от скорости скольжения. При U ~ 0,01 м/с значение $\lambda_{1\max}$ ~ 369 нм. Средний размер частиц цементита в разрушенном пластинчатом перлите, полученный из данных просвечивающей электронной микроскопии, находится в интервале от 120 до 465 нм в зависимости от расстояния от поверхности катания головки рельсов. Сравнение данных расчетов по формуле (3) с экспериментальными данными показало, что модель распада пластин цементита по механизму неустойчивости Кельвина-Гельмгольца адекватно описывает данный процесс.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, https://rscf.ru/project/25-29-20020/ и Кемеровской области – Кузбасса.

Многомасштабные исследования гигацикловой усталости образцов коррозионностойкой стали полученных методом селективного лазерного сплавления

Сергеичев И.В.
АНОО ВО «Сколковский институт науки и технологий», Центр технологий материалов, Москва

Представлены результаты исследований гигацикловой усталости (ГЦУ) на примере образцов коррозионностойкой стали 316L полученных методом селективного лазерного сплавления. Исследования проведены совместно научными группами Сколтеха (рук. И.В. Сергеичев), ИМСС СО РАН (рук. О.Б. Наймарк) и НИЦ «Курчатовский институт» (рук. В.Т. Эм).

Для установления механизмов разрушения выполнены исследования однородных образцов и образцов с внедренными искусственными дефектами. В результате испытаний образцов в режиме ГЦУ определены пространственные масштабные характеристики процесса разрушения на основе анализа данных фрактографии, профилометрии и наноиндентирования поверхностей разрушения образцов.

Касательно влияния расположения дефектов было отмечено, что трещины с большей вероятностью образуются в окрестности дефектов, расположенных ближе к поверхности. Однако эти дефекты все еще можно рассматривать как объемные дефекты [1]. Зависимость вероятности возникновения трещины, обусловленных искусственными дефектами, от расстояния искусственного дефекта до поверхности образцов сопоставлена с распределением остаточных напряжений вдоль радиуса образцов. Это сопоставление показало критическое влияние остаточных напряжений на процесс инициации и развития повреждений в аддитивных образцах в режиме ГЦУ.

В частности, максимальные значения остаточных напряжений в ряде случаев оказывались близкими к пределу текучести, что подтверждает необходимость учитывать их в прочностных расчетах. Результаты нейтронной дифракции сопоставлены с оценками, полученными на основе экспериментов с разрезом образца [2]. Кроме того, было проведено моделирование распределения остаточных напряжений методом конечных элементов. Эксперименты по определению остаточных напряжений методом нейтронной дифракции были проведены на дифрактометре СТРЕСС (реактор ИР-8, НИЦ «Курчатовский институт») [3].

Одной из ключевых проблем метода нейтронной дифракции является корректный выбор параметра ненапряженной кристаллической решетки. Одним из вариантов решения этой проблемы является расчет из условия равенства нулю радиальных напряжений на поверхности образца. Однако в ряде случаев такое решение приводит к нарушению условия равновесия остаточных напряжений по сечению образца. Эти расхождения могут быть связаны с наличием выраженной кристаллографической текстуры, характерной для аддитивно изготовленных металлов и сплавов вследствие направленной кристаллизации в условиях высоких тепловых градиентов.

Для понимания механизмов разрушения образцов в режиме ГЦУ выполнен количественный анализ морфологии поверхностей разрушения. Сравнение масштабов коррелированного поведения шероховатости рельефа поверхностей разрушения образцов, нагруженных в условиях много- и гигагоцикловой усталости, позволило установить существенное увеличение верхней границы пространственных масштабов, на которой показатель Херста остается постоянным вне зоны формирования субмикроструктуры (FGA). Профили поверхности разрушения показали наличие двух характерных масштабов - масштаба зоны процесса и корреляционной длины, то есть масштаба, соответствующего началу коррелированного поведения дефектов и обусловленной ими шероховатости [4].

Методом наноиндентирования поверхностей разрушения получены экспериментальные данные о локальных значениях твердости и модуля упругости в зоне FGA [5]. Предложен подход на основе машинного обучения для предсказания макроскопической твердости по

неглубоким отпечаткам. Для обхода проблемы искажения контактной площади применялись инвариантные к ней дескрипторы: податливость и индекс пластичности [6].

Демонстрируется алгоритм обработки первичных данных микрокомпьютерной томографии образцов на основе реконструкции полученного набора проекций в трехмерный массив воксельных данных. Для корректной оценки пористости по всему сечению цилиндрического образца был разработан алгоритм создания адаптивной бинарной маски сплошного объема. В результате обработки были получены цифровые модели материала с изотропным пространственным разрешением (размером вокселя) ~3.0 мкм и сегментацией внутреннего порового пространства. Построенные на основе этих цифровых моделей трехмерные конечно-элементные сетки представительных объемов (RVE) используются для расчетов напряженно-деформированного состояния в колебательном режиме, соответствующего условиям проведения гигацикловых испытаний. Поскольку локальная плотность дефектов в моделях соответствует средним значениям, полученным экспериментально для всего образца, можно рассчитывать, что вычисляемые на их основе поля напряжений и деформаций будут адекватно отражать поведение материала на макроуровне.

Таким образом, в результате многомасштабных экспериментальных исследований, выполненных на примере образцов коррозионностойкой стали, полученных методом селективного лазерного сплавления, сформирована основа для построения модели инициации и развития повреждений аддитивных металлов и сплавов в режиме гигациклового нагружения.

Исследование выполнено за счет гранта РНФ № 24-19-00484.

1. Murakami Y., Yokoyama N.N., Nagata J. Mechanism of fatigue failure in ultralong life regime // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 2002. – Vol. 25. – №. 8-9. – P.735-746. – DOI:10.1046/j.1460-2695.2002.00576.x.

2. A method for rapid estimation of residual stresses in metal samples produced by additive manufacturing / A. Fedorenko, D. Firsov, S. Evlashin, B. Fedulov, E. Lomakin // Fracture and Structural Integrity. – 2024. – Vol. 18. – №. 68. – P. 267-279. – DOI: 10.3221/igf-esis.68.18.

3. Residual Stresses in Steel Plates after Shot-Blast Treatment: A High-Resolution Neutron Diffraction Study / I. Karpov, D., V.T. Em, E.P. Nikolaeva, I.V. Sergeichev, B.S. Voloskov, P. Mikula // Physics of Metals and Metallography. – 2024. – Vol. 125. – №. 12. – P. 1486-1494. – DOI:10.1134/S0031918X24602555.

4. Scaling of damage mechanism for additively manufactured alloys at very high cycle fatigue / B.S. Voloskov, M.V. Bannikov, Y.V. Bayandin, O.B. Naimark, I.V. Sergeichev // Scientific Reports. – 2024. – Vol. 14. – №. 1. – P. 10915. – DOI:10.1038/s41598-024-61033-2.

9. Evaluation of gigacycle fatigue limit and life of high-strength steel with interior inclusion-induced failure / W . Li, P. Wang, L-T. Lu, T. Sakai // International Journal of Damage Mechanics. – 2014. – Vol. 23. – №. 7. – P. 931-948. – DOI:10.1177/1056789513520175.

10. Joslin D.L., Oliver W.C. A new method for analyzing data from continuous depth-sensing microindentation tests // Journal of Materials Research. – 1990. – Vol. 5. – №. 1. – P. 123-126. – DOI: 10.1557/JMR.1990.0123.

Модификация структуры биомедицинского сплава Ni 55%Ti45% при воздействии ультракоротких импульсов концентрированных потоков энергии

Скрипняк В.А., Скрипняк В.В., Скрипняк Н.В.
Томский государственный университет, Томск

Представлены результаты численного моделирования деформации и структурных превращений в сплаве Ni55%Ti45% в процессе воздействия концентрированных потоков энергии при лазерной ударной обработке (LSP).

Исследование закономерностей модификации физико-механических свойств сплавов NiTi на поверхности изделий медицинского назначения при воздействии фемтосекундных и пикосекундных лазерных импульсов имеет важное значение. Исследования [1-3] показали, что микротвердость, износостойкость, коррозионная стойкость и шероховатость поверхности сплавов NiTi могут быть увеличены в результате фемтосекундной лазерной ударной обработки.

Численное моделирование воздействий коротких лазерных импульсов на тонкие пластины сплава Ni55%Ti45% проведено с использованием решателей Autodyn WB ANSYS 19.2 и оригинальных программных модулей для определяющих уравнений, моделей эволюции структурно-фазового состояния и повреждений.

Параметры ударных импульсов с амплитудами от 100 до 1000 ГПа, генерируемых при воздействии лазерных импульсов с заданной плотностью мощности, значениями акустических импедансов между NiTi и ограничивающей средой определены в рамках модели Фаббро [3].

Для моделирования процессов деформации и разрушения NiTi при воздействии ударных импульсов применялась модифицированная модель [4]. Изменение температуры при воздействии ударных импульсов определялась в адиабатическом приближении в рамках модели Тейлора-Квинна.

Результаты моделирования объясняют влияние амплитуды и длительности ударных импульсов, инициируемых концентрированными потоками энергии, на структурные и фазовые превращения в Ni55%Ti45%. Результаты моделирования показали что, затухание амплитуды ударных волн импульсов определяет изменение неупругих деформаций и остаточных напряжений в поверхностных слоях NiTi с ростом расстояния от поверхности нагружения.

Исследование проводилось при финансовой поддержке Министерства науки и высшего Образования и науки Российской Федерации (Соглашение № 075-15-2025-607 от 01/07/2025).

1. Wanga H., Gurevicha E. L., Ostendorf A. Femtosecond laser shock peening on the surface of NiTi shape memory alloy // Procedia CIRP. – 2020. – Vol. 94. – P. 910–913. – DOI: 10.1016/j.procir.2020.09.071.
2. Microstructure and texture evolution in laser Shock Peened martensitic NiTi shape memory alloy / J.F. Xiao, Y.D. Jing, R. Esmaeilzadeh, C. Cayron, R.E. Log // Materials & Design. – 2025. – Vol. 249. – P. 113555. – DOI: 10.1016/j.matdes.2024.113555.
3. Sun B., Qiao H., Zhao J. Accurate numerical modeling of residual stress fields induced by laser shock peening // AIP Advances. – 2018. – Vol. 8. – P. 095203. – DOI: 10.1063/1.5039674.
4. Influence of Martensitic Transformation on the Spall Strength and the Shear Strength of NiTi under Shock Wave Loading in the Temperature Range from 213 K to 413 K / V.A. Skripnyak, E.G. Skripnyak, G.V. Garkushin, Yu.R. Kolobov, E.F. Dudarev // AIP Conf. Proc. – 2006. – Vol. 845. – P. 658–661. – DOI:10.1063/1.2263408.

Исследование стадийности поврежденности в полимерных композитных материалах на основе анализа данных корреляции цифровых изображений и акустической эмиссии

Соколов А.М., Банников М.В., Уваров С.В., Никитюк А.С., Аристова А.В.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

С ростом применения полимерных композиционных материалов (ПКМ) в инженерных задачах становится актуальной задачей оценка стадийности поврежденности таких материалов по мере их эксплуатации. Целью данной работы является определение стадийности поврежденности в полимерных композитных материалах.

Нами развивается подход на основе анализа данных цифровой корреляции изображений (англ. DIC) и акустической эмиссии (АЭ) для установления корреляции между различными механизмами разрушения ПКМ (разрушение матрицы, разрушение армирующих волокон, деламинация, дебондинг, усталостное разрушение) и сопровождающими их акустическими сигналами на поверхности изделий из ПКМ.

Наш подход для DIC и АЭ основан на качественном и количественном анализе динамических систем (Полей деформаций на поверхности изделий и временных рядов соответственно) путем исследования корреляций между событиями АЭ и изменениями динамики в фазовых портретах полей деформации.

Влияние доли трансформированной в ходе ячеистой реакции структуры на механические свойства сплава на основе гамма алюминида титана

Соколовский В.С.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Сплавы на основе γ-TiAl являются перспективными материалами для деталей авиационных газотурбинных двигателей благодаря низкой плотности, высокой удельной прочности и жаропрочности в интервале температур 600-800°С. Одним из ключевых факторов, ограничивающих их применение, остается хрупкость при комнатной температуре, связанная с ограниченным числом активных систем скольжения и склонностью к локализации деформации. В связи с этим актуальной задачей является управление параметрами структурой не только за счет изменения размера колоний и межпластинчатого расстояния, но и путем формирования гетерогенных структур, сформированных в ходе ячеистой реакции. Целью работы являлось установление влияния объемной доли крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции, на механическое поведение сплава Ti-43,5Al-4Nb-1Mo при испытаниях на одноосное сжатие.

Исходное структурное состояние после термической обработки характеризовалось полностью пластинчатой структурой с межпластинчатым расстоянием λ≈0,01±0,005 мкм и средним размером колоний D≈308±55 мкм. В этом состоянии доля нанопластинчатой структуры составляла 100 %. Дополнительная выдержка в верхней части (α_2+γ+β)-фазовой области, активирующая ячеистую реакцию, приводила к формированию крупнопластинчатых колоний. При соотношении нанопластинчатой и крупнопластинчатой структуры 50/50 межпластинчатое расстояние в остаточных нанопластинчатых колониях увеличивалось до 0,03±0,005 мкм, а в крупнопластинчатых колониях составляло около 1,0±0,2 мкм. Размер крупнопластинчатых колоний был существенно меньше размера исходных нанопластинчатых областей и составлял около 31±6 мкм. При дальнейшем развитии ячеистой реакции и увеличении доли крупнопластинчатых колоний до приблизительно 80 % межпластинчатое расстояние в ней возрастало до 1,2±0,5 мкм, а размер колоний - до 42±7 мкм.

Полученные диаграммы σ/ε показывают, что увеличение доли структуры, трансформированной в ходе ячеистой реакции, оказывает закономерное влияние на механические свойства. Полностью нанопластинчатое состояние обладает наибольшим условным пределом текучести $\sigma_{0,2}$=1246±23 МПа, однако характеризуется низкой деформационной способностью: максимальное напряжение составляет 1337±17 МПа, а деформация до разрушения - 2,5±0,5 %. Такая структура обеспечивает высокий предел текучести за счет малой толщины пластин и высокой плотности межфазных границ α_2/γ, но практически не способна к устойчивому деформационному упрочнению.

При формировании 50 % крупнопластинчатых колоний предел текучести снижается до 960±16 МПа, что связано с облегчением пластической деформации в крупнопластинчатых колоний. Однако при этом максимальное напряжение возрастает до 1417±21 МПа, а пластичность увеличивается до 10,2±0,9 %. Таким образом, развитие ячеистой реакции повышает деформационную способность сплава по сравнению с полностью нанопластинчатым состоянием.

Наиболее выраженный эффект наблюдается при высокой доле крупнопластинчатых колоний. Для состояния, состоящего на 80% из крупнопластинчатых колоний условный предел текучести, снижается до 858±11 МПа, но максимальное напряжение достигает 1831±35 МПа, а деформация до разрушения возрастает до 18,3±1,3 %. Это указывает на то, что крупнопластинчатые колонии не только повышают способность сплава к пластической деформации, но и обеспечивают длительную стадию деформационного упрочнения. В полностью нанопластинчатой структуре высокая прочность сочетается с низкой способностью к релаксации локальных напряжений. Крупные нанопластинчатые колонии деформируются неравномерно, что способствует раннему зарождению трещин и быстрому разрушению. Ячеистая реакция формирует более дисперсные крупнопластинчатые колонии,

которые выступают как более пластичная составляющая структуры. Они принимают на себя часть пластической деформации, снижают концентрацию напряжений и тормозят развитие магистральных трещин. При этом остаточные нанопластинчатые колонии продолжают выполнять роль упрочняющей составляющей, обеспечивая высокий уровень напряжений при больших степенях деформации.

Таким образом, ячеистая реакция в исследуемом сплаве позволяет сформировать гетерогенное структуру с благоприятным сочетанием прочности и пластичности. Увеличение доли крупнопластинчатых колоний приводит к снижению предела текучести, но одновременно резко повышает предельное напряжение и степень деформации до разрушения при сжатии. Наиболее эффективным среди исследованных состояний является структура с высокой долей крупнопластинчатых колоний, обеспечивающая $\sigma_{max} \approx 1830$ МПа и $\varepsilon \approx 18$ %. Полученные результаты показывают, что управление долей трансформированной структуры может быть использовано как самостоятельный инструмент управления механическими свойствами γ-TiAl-сплавов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10308, https://rscf.ru/project/25-79-10308/ с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

Новые возможности исследований функциональных материалов на модернизированном Фурье-дифрактометре высокого разрешения

Сумников С.В., Милков В., Ержанов Б., Вершинина Т.Н., Самойлова Н.Ю., Булаева А.С., Балагуров А.М.

Объединенный институт ядерных исследований, Дубна

В 2024 году была проведена модернизация детекторной системы Фурье- дифрактометра высокого разрешения (ФДВР) действующего на импульсном реакторе ИБР-2. ФДВР – уникальный спектрометр по времени пролета, на котором реализован корреляционный метод набора данных с использованием быстрого фурье-прерывателя. Такой подход позволил на сравнительно небольшой пролетной базе, 20 метров между прерывателем и образцом, достигнуть разрешения по межплоскостному расстоянию, d_{hkl}, на уровне $\Delta d/d \approx 1.5\times10^{-3}$. Важной особенностью ФДВР является возможность переключения между модами высокого разрешения и высокой светосилы (без использования фурье-прерывателя) с разрешением $\Delta d/d \approx 0.015$. Нейтронограммы, измеренные с высоким разрешением, для этого, как правило, требуется (1 – 3) часа времени, используются для прецизионного уточнения структуры и для анализа профилей дифракционных пиков. Во второй моде полный дифракционный спектр может быть измерен с необходимой статистикой за время (1 – 5) минут, и она применяется для анализа фазовых трансформаций в материале в реальном времени (*in situ*).

Новый детектор (ДОР-А, рис. 1), разработанный в ЛНФ имени И.М.Франка, имеет полный телесный угол $\Omega_D \approx 2$ ср и перекрывает область углов рассеяния 2θ = (133-175)°. Детектор имеет многоэлементную структуру и содержит 6 кольцевых сборок (колец) из сцинтилляционных экранов, выполненных из тонкого (0.42 мм) ZnS(Ag)/^{6}LiF пластика. Всего детектор состоит из 108 независимых элементов, повторяющих форму поверхности геометрической фокусировки [1]. Сбор и проводка света от сцинтилляционных экранов на фотоумножители осуществляется оптическими спектросмещающими волокнами. Детальное описание особенностей применения ZnS(Ag)/^{6}LiF сцинтилляторов приведено в работе [2].

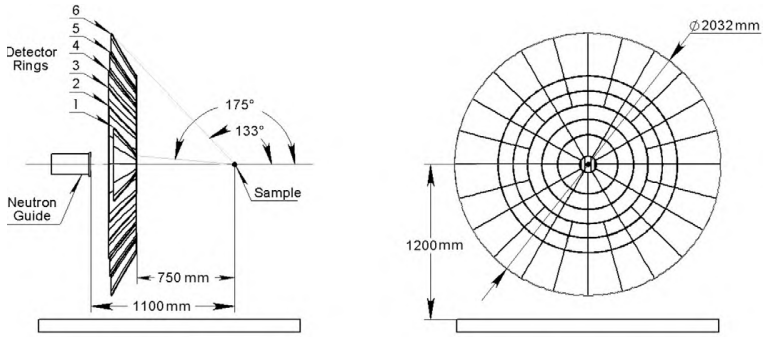


Рис. 1. Схема многокольцевого, многоэлементного сцинтилляционного детектора ДОР-А, вид сбоку и вид спереди

Дифракционные эксперименты, выполненные после монтажа и настройки детектора, показали хорошее соответствие с ожидаемыми характеристиками, что обусловлено высоким качеством его изготовления. Пример измеренного спектра приведен на рис. 2.

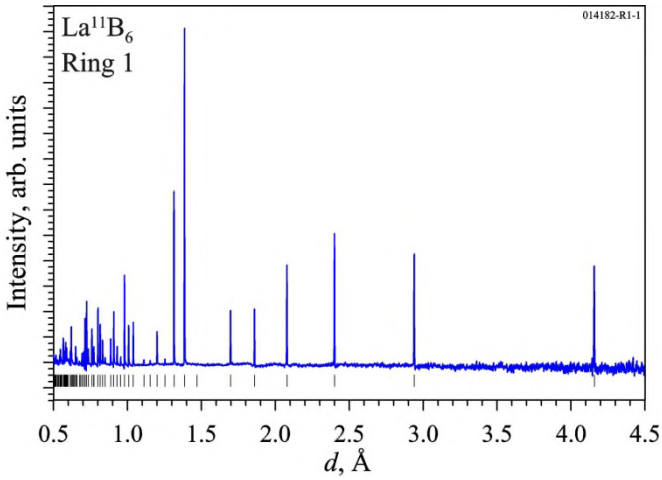


Рис. 2. Дифракционный спектр стандартного поликристалла $La^{11}B_6$. Показаны данные от кольца 1, нормированные на эффективный спектр

Примером выполненных с новым детектором *in situ* исследований являются исследования кристаллической и магнитной структуры функциональных сплавов на основе Fe [3, 4, 5]. Например, сплавы Fe-Ga обладают впечатляющими магнитострикционными свойствами и находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако, несмотря на их растущее практическое применение, механизм возникновения наблюдаемых у них магнитных свойств остается неясным. Для решения этой задачи наиболее подходящим является метод нейтронной дифракции, поскольку тепловые нейтроны обладают большой глубиной проникновения и позволяют получать наиболее достоверную информацию, усредненную по всему объему образца.

1 Wide-aperture back-scattering detector (BSD) for the High-Resolution Fourier Diffractometer (HRFD) at the IBR-2 reactor / V.V. Kruglov, A.M. Balagurov, M.O. Belova, I.A. Bobrikov, A.A. Bogdzel, V.I. Bodnarchuk, V.V. Bulavina, O. Daulbaev, V.A. Drozdov, V.V. Zhuravlev, A.S. Kirilov, S.A. Kulikov, A.K. Kurilkin, V.M. Milkov, S.M.Murashkevich, M.M. Podlesnyy, V.I. Prikhodko, A.V. Churakov and V.V. Shvetsov // J. Neutron Research – 2021 – Vol. 23 – P. 243–250.

2 Detector for the FSD Fourier Diffractometer based on ZnS(Ag)/^{6}LiF Scintillation Screen and Wavelength shifting Fibers Readout / E. S. Kuzmin, A. M. Balagurov, G. D. Bokuchava, V. V. Zhuk, V. A. Kudryashev, A. P. Bulkin, V. A. Trounov // J. Neutron Research – 2002 – Vol. 10 – P. 31–41.

3 Thermally activated and transient anelasticity due to phase transitions in Fe-27Ga alloy / I.S. Golovin, V.V. Palacheva, A.A. Shcherbakov, D. Mari, H. Roniger, J. Cifre, S.V. Sumnikov, A.M. Balagurov // Materials Science & Engineering B – 2026 – Vol. 325 – P. 119122 (1-10).

4 Influence of grain size of metastable phases in Fe_3Ga-type intermetallic compound on their transition to equilibrium structure / I.S. Golovin, A.A. Shcherbakov, V.V. Cheverikin, V.V. Palacheva, A.M. Balagurov // Intermetallics – 2026 – Vol. 191 – P. 109215

5 First comprehensive structural study of the $E2_1$ carbide phase in Fe-Ga(Al) alloys / A.M. Balagurov, A.S. Sohatsky, S.V. Sumnikov, B. Yerzhanov, H.W. Chang, I.S. Golovin // Journal of Materials Science - 2026 – Vol. 61 – P. 9681-9693.

Прогнозирование износостойкости наноструктурированного поверхностного слоя стали AISI 304 на основе сигмоидального анализа изменения микротвердости

Татаринцев И.В., Кузнецов В.П.
Уральский федеральный университет, Екатеринбург

Одним из способов повышения эксплуатационных свойств стальных деталей является упрочнение поверхностного слоя путем измельчения исходной зеренной структуры до нанокристаллического состояния и формирования градиентного наноструктурированного слоя (GNG). Градиентный наноструктурированный слой – это поверхностный слой материала, характеризующийся градиентной структурой: на поверхности зерна имеют нанометровый размер, а по удалению в глубь материала их размер постепенно увеличивается, переходя в макрокристаллическую структуру объемного материала. Структурный градиент приводит к обеспечению механических свойств, превосходящих свойства их крупнозернистых аналогов, и включает в себя высокую прочность[1], хорошую пластичность[2], высокую степень упрочнения [3].

Широкое применение для формирования градиентных поверхностных слоев сталей находят такие виды обработки как SMAT (surface mechanical attrition treatment), SMGT (surface mechanical grinding treatment), SMRT (surface mechanical rolling treatment) и другие. Получение градиентного поверхностного слоя GNG возможно наноструктурирующим выглаживанием, так как после обработки формируется нанокристаллическая структура у поверхности с постепенным увеличением размеров зерен в глубину [4].

Однако в литературе отсутствуют источники по изучению таких поверхностных слоев с описанием закономерностей изменения градиента свойств по глубине нержавеющих сталей и его влияние на износостойкость. В обзорной статье [5] рассмотрен износ нержавеющих сталей AISI 304, 321, 316L после нанокристаллизации поверхности различными методами интенсивной пластической деформации и выделены механизмы повышения износостойкости. Однако недостаточно изучено влияние градиента изменения микротвердости по глубине от поверхности после наноструктурирующих обработок.

В последние годы заметно укрепилась тенденция к описанию профиля микротвердости S-образной (сигмоидальной) кривой с физически интерпретируемыми параметрами. S-образная форма профиля микротвердости HV(x) возникает, когда материал по глубине представляет переход от верхнего упрочненного состояния к основе на конечной толщине переходной зоны. Сигмоидальная аппроксимация профиля микротвердости упрочненного поверхностного слоя по глубине может служить инструментом прогнозирования износостойкости и других свойств.

Формирование градиентного наноструктурированного поверхностного слоя термоупрочненной стали AISI 304 (167 HB) осуществлялось многопроходным наноструктурирующим выглаживанием диска диаметром 70 мм на станке Takisawa EX 300 алмазным индентором радиусом 2 мм. Сила выглаживания составляла 175 Н, подача 0,025 мм/об, скорость скольжения индентора 40 м/мин. Режимы выглаживания обоснованы в работе [6].

После наноструктурирующего выглаживания поверхностей дисков произведена вырезка образцов «косой шлиф» с углом наклона 19°10′ на электроэрозионном станке AgieCut Spirit 20 (Швейцария). Образцы подвергались шлифованию последовательно на шкурке зернистостью от Р400 до Р2000 и полированию на сукне с использованием коллоидного кремния. Измерение микротвердости по глубине упрочненного поверхностного слоя осуществляли с шагом ~3,3 мкм до глубины 170 мкм от поверхности.

Исследование трибологических свойств наноструктурированного поверхностного слоя стали AISI 304 осуществлялась с применением трибометра CETR UMT-3MT (США) методом «шар по диску». В качестве контртела использовался шар диаметром 6,3 мм из стали AISI 440C (C 0,95–1,2%; Si <1,0%; Mn <1,0%; Ni < 1,0%; Cr 16,0–18,0%; Mo <0,75%), имеющий твердость 62 HRC. В процессе экспериментальных исследований контртело перемещалось по

концентрическим окружностям со скоростью 2 мм/сек в течение 1800 секунд (30 минут) при нормальной нагрузке 2 Н. Объем изношенного материала определялся на основе оптической 3D профилометрии поверхностей до и после трибологических испытаний.

На основе аппроксимации зависимостей микротвердости по глубине градиентного поверхностного слоя стали AISI 304 сигмоидальной функцией Хилла и результатов трибологических испытаний выполнено сравнение изменения параметров сигмоидальной функции (коэффициент плавности k_{HV}, точка перегиба h_{inf}, максимальная величина микротвердости HV_{max}) и износостойкости R_w от количества проходов инструмента при наноструктурирующем выглаживании ($n_p = 1;\ 3;\ 5$). Установлено, что износостойкость градиентного наноструктурированного поверхностного слоя стали AISI 304 с низкой твердостью основы (167 НВ) при увеличении количества проходов инструмента определяется в первую очередь коэффициентом плавности сигмоидальной функции ($k_{HV} = 1{,}59…2{,}52$) и координатой точки перегиба ($h_{inf} = 3{,}426…76{,}47$ мкм), соответствующей толщине наноструктурированного слоя. При этом рост коэффициента плавности сопровождается увеличением износостойкости R_w с $3{,}6\times10^{13}$ до $1{,}0\times10^{14}$ (Н·м)/м^3. В меньшей степени износостойкость R_w коррелирует с величиной максимума микротвердости HV_{max}, так как данный параметр является локальным и не учитывает глубину слоя и плавность перехода к основе.

Таким образом, параметры сигмоидальной функции Хилла, аппроксимирующей зависимость изменения микротвердости по глубине, позволяют с высокой степенью достоверности прогнозировать износостойкость градиентного слоя, сформированного многопроходным наноструктурирующим выглаживанием на поверхности стали AISI 304.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2023-006 от 16.01.2023 (номер темы FEUZ-2024-0020.

1. Extraordinary strain hardening by gradient structure / X. Wu, P. Jiang, L. Chen, F. Yuan, Y.T. Zhu // Proc. Natl Acad. Sci. USA. – 2014. – 111(20). – P. 7197–7201. – DOI: 10.1073/pnas.1324069111.
2. Ma E., Zhu T. Towards strength–ductility synergy through the design of heterogeneous nanostructures in metals // Mater. Today. – 2017. – Vol. 20 (6). – P. 323–331. DOI: 10.1016/j.mattod.2017.02.003.
3. Extra strengthening and work hardening in gradient nanotwinned metals / Z. Cheng, H. Zhou, Q. Lu, H. Gao, L. Lu // Science. – 2018. – Vol. 362(6414). – P. eaau1925. – DOI: 10.1126/science.aau1925.
4. Кузнецов В.П., Скоробогатов А.С. Технологии формирования и методы исследования наноструктурированного поверхностного слоя конструкционных материалов : учебное пособие / В.П. Кузнецов, А.С. Скоробогатов ; Мин-во науки и высшего образования РФ. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2020. – 188 с.
5. Morshed-Behbahani K., Farhat Z., Nasiri A. Effect of Surface Nanocrystallization on Wear Behavior of Steels: A Review // Mater. – 2024. – Vol. 17. – P. 1618. – DOI: https://doi.org/10.3390/ma17071618.
6. Surface hardening of medical parts made of AISI 304 austenitic stainless steel by nanostructuring burnishing / V.P. Kuznetsov, V.G. Gorgots, I.A. Vorontsov, A.S. Skorobogatov, A.V. Kosareva // AIP Conf. Proc. – 2023. – Vol. 2899 (1). – P. 020085 – DOI: https://doi.org/10.1063/5.0162889.

Комплексные исследования локальных механических напряжений методами индентирования и оптической спектроскопии

[1]Усеинов А.С., [2]Султанова Г.Х.

[1]Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Троицк, Москва

[2]МФТИ, Долгопрудный

Одной из фундаментальных проблем контактной механики является сложность прямого оптического наблюдения за процессами деформации непосредственно в области контакта индентора с поверхностью исследуемого материала. Для преодоления этого ограничения была разработана оригинальная конструкция двустороннего прозрачного индентора-объектива, позволяющая проводить in-situ наблюдение области индентирования в процессе механического нагружения.

Индентор изготавливается из высокочистого синтетического монокристалла алмаза (показатель преломления 2,41) в форме двух встречных пирамид Берковича (см. рисунок 1). Двойная пирамида создает преломляющую оптическую систему, нивелирующую эффект полного внутреннего отражения. Радиус r области, видимой сквозь индентор, зависит от его высоты и характерного угла и определяется выражением (1):

$$r = L \cdot \frac{\sin\alpha\cos\alpha(\sqrt{n_2^2 - n_1^2\cos^2\alpha} - n_1\sin\alpha)}{\sqrt{n_2^2 - n_1^2\cos^2\alpha}}, \quad (1)$$

Здесь L – высота индентора, α – угол между высотой и гранью пирамидального индентора, n_1, n_2 – показатели преломления среды и материла индентора соответственно.

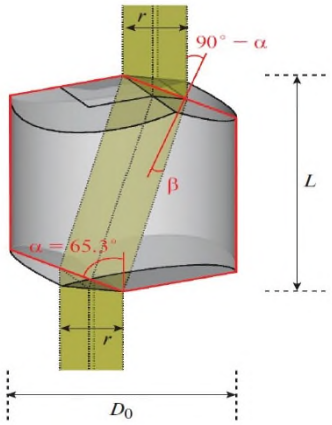


Рис. 1. Схематическое изображение прозрачного неискажающего индентора-объектива

Важнейшим свойством данной конструкции является то, что контактная зона и области за ее периметром остаются оптически доступными как до касания, так и непосредственно в процессе вдавливания.

Реализация данной оптической схемы позволила совместить модуль нанотвердомера со спектрометрами комбинационного рассеяния света (КРС) и Мандельштама-Бриллюэна. Это открыло возможность строить количественные карты распределения механических напряжений и анализировать структурные изменения in-situ. На примере пленки алмазоподобного углерода (DLC) на кремниевой подложке по сдвигу пика D-линии КРС были построены карты распределения давления и визуализированы области растягивающих напряжений, соответствующих отслоению пленки (см. рисунок 2).

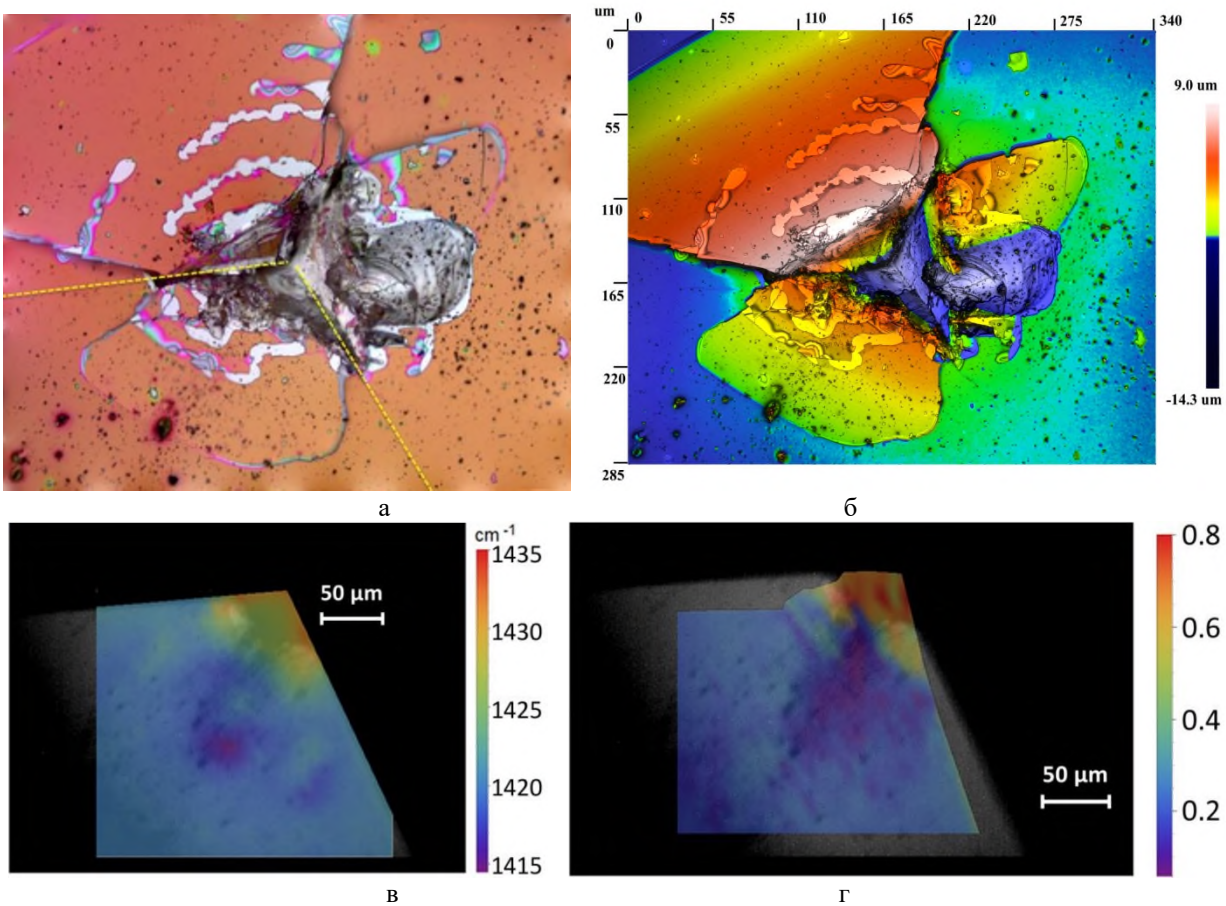


Рис. 2. Индентирование DLC-покрытия на подложке кремния: оптическое изображение поверхности после снятия нагрузки (а), трехмерный профиль поверхности в области отпечатка после снятия нагрузки (б), карта смещения частоты пика DLC под нагрузкой (в), карта соотношения интенсивностей пиков I(340-410 cm^{-1})/I(510-545 cm^{-1}) под нагрузкой (г)

Применение тензора Грюнайзена для анализа сдвига рамановских пиков (LO моды) в монокристаллическом кремнии позволило перейти от спектров к количественным картам распределения давления в упругой зоне (до 4,02 ГПа) и разделить профили упругого прогиба и пластической деформации. Кроме того, впервые реализована in-situ спектроскопия Мандельштама-Бриллюэна при индентировании полистирола: картирование акустической скорости звука в зависимости от расстояния от вершины индентора позволило четко дифференцировать упругие и пластические зоны деформации.

Предложенная конструкция индентора-объектива расширяет возможности приборной базы для изучения корреляций между механическими свойствами и структурно-фазовыми изменениями в гетерогенных материалах непосредственно под нагрузкой.

1. In situ surface imaging through a transparent diamond tip / I.I. Maslenikov, V.N. Reshetov, A.S. Useinov, M.A. Doronin // Instrum. Exp. Tech. – 2018. – Vol. 61. – P. 719–724.
2. Raman spectroscopy through the indenter working as an optical objective / I.I. Maslenikov, V.N. Reshetov, A.S. Useinov // Mater. Trans. – 2019. – Vol. 60. – P. 1433–1435.
3. Optical spectroscopy combined in situ with instrumented indentation / A. Useinov, V. Reshetov, A. Gusev, E. Gladkih // J. Appl. Phys. – 2022. – Vol. 132. – P. 121101.

Влияние структурно-фазового состояния многослойного покрытия на основе Zr-Y-O/Si-Al-N/Ti/ и Zr-Y-O/Si-Al-N на его коррозионную стойкость

[1]Федорищева М.В., [1]Дорофеева Т.И., [2]Нго Тхань Бинь, [1]Сергеев В.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Южное отделение Совместного Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра, Хошимин

Изделия из нержавеющей стали широко используются в различных областях благодаря своей высокой коррозионной стойкости и хорошими механическим свойствам. Однако, нержавеющие стали могут выйти из строя в агрессивных солевых средах из-за коррозии, которая сопровождается потерей легирующих элементов и снижением механических свойств из-за разрушения естественного пассивирующего слоя. Поэтому разработка покрытий или тонких поверхностных пленок являются одним из вариантов защиты нержавеющих сталей от коррозии в агрессивных средах. Многослойные покрытия кратно увеличивают прочность и коррозионные свойства материала, проявляя практически изоляционные свойства.

Для защиты стальных поверхностей от коррозии применяют вакуумные ионно-пучково-плазменные, которые создают на поверхности материалов наноразмерные и наноструктурные слои, обладающие повышенными свойствами по сравнению с исходными материалами.

Методами магнетронного нанесения сформированы многослойные многоуровневых защитные покрытия на основе Ti/Zr-Y-O/Si-A-N. Исследовали два типа покрытий: содержащие промежуточные слои кристаллического титана и без него. Общая толщина покрытий составляла не более 10 мкм.

Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии установлено, что составе покрытия присутствуют фазы ZrO_2 в тетрагональной и моноклинной модификации в слоях на основе Zr-Y-O/Si-Al-N. Второй слой на основе Si-Al-N в покрытии является квазиаморфным для первого типа образцов. Для второго типа образцов покрытие состоит из чередующихся слоев титана с мелкокристаллической структурой, нанокристаллического слоя Zr-Y-O с толщиной и квазиаморфного слоя Al-Si-N-O.

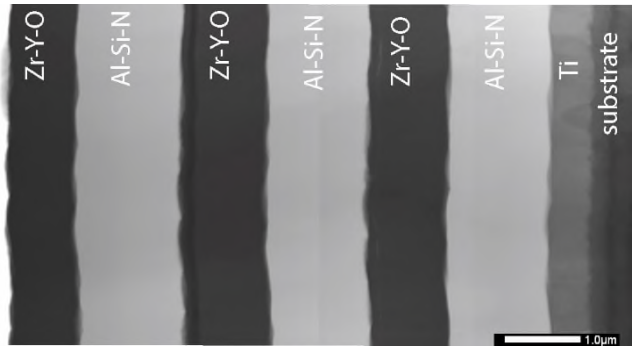


Рис. 1. ПЭМ изображение поперечного сечения покрытия на основе Zr-Y-O/Si-Al-N

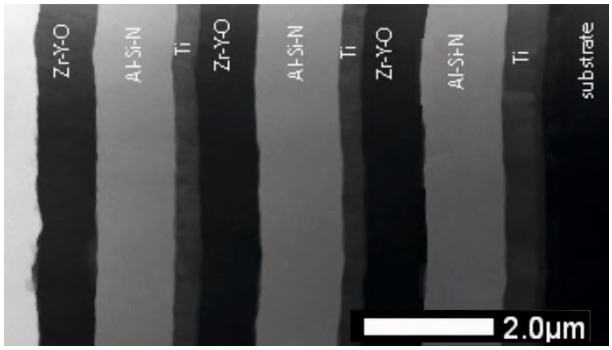


Рис. 2. ПЭМ изображение поперечного сечения покрытия на основе Ti/Zr-Y-O/Si-Al-N

Установлено, что многоуровневые защитные покрытия на основе Ti/Zr-Y-O/Si-Al-N существенно увеличивают коррозионную стойкость, в том числе и биокоррозию в тропических условиях.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0008.

Свойства при ползучести 12%-хромистых сталей и научные подходы их повышения

Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Высокохромистые стали являются перспективными материалами для изготовления лопаток паровых турбин новых энергоблоков тепловых электростанций, способных работать при суперсверхкритических параметрах пара (температура 620-630°C, давление пара 25-30 МПа, КПД достигает 45%). Основной проблемой 12% Cr сталей с низким содержанием азота и высоким бором является сильное охрупчивание материала даже при комнатной температуре. Основным источниками охрупчивания выступают зерна дельта-феррита, декорированные крупными частицами, крупные частицы типа W_2B, равномерно распределенные по объему матрицы, и непрерывные цепочки карбидов $M_{23}C_6$, расположенные по границам мартенситных реек. Комбинация этих факторов препятствует распространению пластической деформации при ударных испытаниях, вызывая хрупкое разрушение даже при комнатной температуре. Безусловно, эти охрупчивающие факторы также негативно отображаются на свойствах при ползучести, поскольку препятствуют однородной деформации материала при высоких температурах под нагрузкой. Однако обе проблемы решаются путем изменения схемы легирования и применения термомеханической обработки. Снижение содержания азота до 0,002%, помимо предотвращения образования частиц Z-фазы, также дает возможность увеличить содержание бора до 0,01%, что обеспечивает высокое сопротивление к укрупнению частиц $M_{23}(C,B)_6$ при ползучести, которые выступают в качестве основной упрочняющей фазы в материале.

Термомеханическая обработка, сочетающая в себе чередующиеся операции отжига и ковки в аустенитной области, улучшает ударную вязкость мартенситных сталей с 12% Cr с низким содержанием N и высоким содержанием B, а также сдвигает температуру хрупко-вязкого перехода в сторону более низких температур. Так, повышенная ударная вязкость достигается при формировании 100% реечной структуры троостомартенсита без зерен дельта-феррита при относительно небольшом размере исходных аустенитных зерен.

Проведение термомеханической обработки принципиально меняет поведение 12% Cr сталей при ползучести. «Кажущийся» показатель напряжения в уравнении пластической деформации увеличивается с 6 до 13 единиц после термомеханической обработки. Оценка предела длительной прочности и предела ползучести до 1% на базе 100 000 часов показывает прирост этих показателей с 60 до 100 МПа и с 80 до 95 МПа после проведения термомеханической обработки. Прирост сопротивления ползучести обеспечивается за счет снижения скорости укрупнения зернограничных частиц $M_{23}(C,B)_6$ и частиц фазы Лавеса почти на порядок с сохранением высокой доли мелких частиц (более 35%) вдоль малоугловых границ в течение 24 500 часов ползучести по сравнению с обработкой закалка с последующим отпуском. Оба этих фактора приводят к исключительной микроструктурной стабильности реечной структуры троостомартенсита к укрупнению, вызванному высокой температурой и деформацией, в течение длительной ползучести.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 24-79-10112 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

Влияние винилацетатных групп в металлополимерной композиции с порошком нержавеющей стали для экструзионной 3D-печати

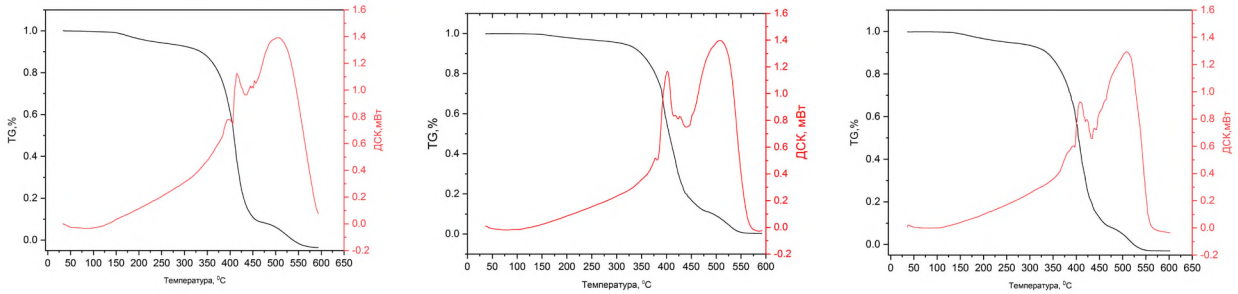
Федотов Н.Ю., Лернер М.И., Бакина О.В., Сваровская Н.В., Глазкова Е.А., Майер Г.Г.
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

За последние два десятилетия аддитивное производство (АМ) привлекло значительное внимание благодаря возможности существенно сократить время от проекта до готовой детали. Среди промышленных методов послойного наращивания материалов особенно выделяются селективное лазерное плавление (SLM) и электронно-лучевая плавка (EBM). Однако прямые металлопечатающие процессы требуют больших капитальных вложений, дорогостоящего оборудования и квалифицированного обслуживания [1]. Альтернативным подходом является применение доступных установок для FDM (моделирование методом послойного наплавления), которые обладают низкой стоимостью, простотой эксплуатации и достаточной точностью. FDM-принтеры работают с полимерными материалами и позволяют создавать сложные пластиковые изделия. Использование в качестве полимерных композиций филаментов, наполненных металлическими порошками (50% об. и более) открывает доступный и технологичный способ получения металлических изделий. Сложность в разработке таких композиций связана с необходимостью достижения строго определённых реологических свойств композиций при сохранении геометрической целостности и достижении требуемых прочностных характеристик изделий после удаления связующего и последующего спекания [2].

В настоящем исследовании в качестве полимерного связующего (ПС) использовали двухкомпонентные композиции: на основе глицеринового эфира канифоли (ГЭК) (Banjo Components, Россия) и трёх марок сополимера этилена с винилацетатом (ЭВА) (LG Chem, Корея) ЭВА 640, ЭВА 28025 и ЭВА 810 с содержанием винилацетатных групп 15, 28 и 35 мас.%, соответственною ГЭК выполнял функцию связующего, удаляемого растворением, тогда как ЭВА служил термопластичным компонентом, удаляемым в процессе спекания. Текучесть полученных связующих оценивали по показателю текучести расплава (ПТР) на пластометре Zwick/Roell Cflow (Германия). Термические характеристики образцов исследовали методами термогравиметрического анализа (ТГА) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с использованием синхронного термического анализатора HQT (Beijing Hengjiu Experimental Equipment Co., Китай). В качестве металлического наполнителя применяли порошок нержавеющей стали 12Х18Н10Т, полученный методом электрического взрыва проволок (ЭВП).

Для оценки влияния массовой доли винилацетатных (ВА) групп в ЭВА на термическое разложение ПС использовали кривые термогравиметрического анализа (рис. 1). TG-анализ показывает уменьшение температуры начало разложения при увеличении концентрации ВА-групп с 150 ^{0}C до 125 ^{0}C.

Согласно данным термогравиметрического анализа (рис. 1), увеличение массовой доли винилацетатных групп в ЭВА с 15 до 35 мас.% приводило к закономерному снижению температуры начала термического разложения ПС со 150 до 125 °C.



а б в

Рис. 1. Кривые ТГА и ДСК образцов полимерного связующего с содержанием ВА групп: 15% мас. (а), 28% мас. (б), 35% мас. (в)

Увеличение концентрации ВА групп приводило к снижению ПТР ПС (таб. 1), что обусловлено повышением адгезии расплава к стенкам капилляра и соплу измерительного прибора.

Таблица 1. Результаты измерения ПТР полимерного связующего (соотношение ГЭК/ЭВА 80/20)

ГЭК/ЭВА (15% мас. ВА групп)	**ПТР$_{2,16}$** = 122 (100 ºС) г/10мин
ГЭК/ЭВА (28% мас. ВА групп)	**ПТР$_{2,16}$** = 85 (100 ºС) г/10мин
ГЭК/ЭВА810 (35% мас. ВА групп)	**ПТР$_{2,16}$** = 37,36 (100 ºС) г/10мин

На следующем этапе для изготовления композиции ПС смешивали с металлическим порошком в объёмном соотношении связующее/порошок 40/60. ПТР полученной композиции закономерно снижается с ростом концентрации ВА групп в составе ЭВА (таб. 2).

Таблица 2. Результаты измерения ПТР наполненной полимерной композиции (соотношение ГЭК/ЭВА 80/20)

ГЭК/ЭВА(15% мас. ВА групп)	**ПТР$_{7,16}$** = 89,27 (180 ºС) г/10мин
ГЭК/ЭВА810 (35% мас. ВА групп)	**ПТР$_{7,16}$**= 16,5 (180 ºС) г/10мин

Для дальнейшего исследования была выбрана композиция с содержанием ВА-групп 15 мас.%, обладающая наибольшей текучестью среди изученных составов. Изготовление образцов осуществляли методом FDM-печати на экструзионном 3D-принтере. Удаление полимерного связующего проводили последовательно в две стадии: растворным и термическим методами. Образцы спекали при температуре 1050 ºС, в течении 2ч и при 1350 ºС в течении 4ч. Согласно результатам металлографического анализа, средний размер зёрен спечённых образцов составил 53,2±20,8 мкм, микротвёрдость — 357±11 HV, пористость 0,71%, плотность 99,29%. Оптическое изображение микроструктуры представлено на рис. 2.

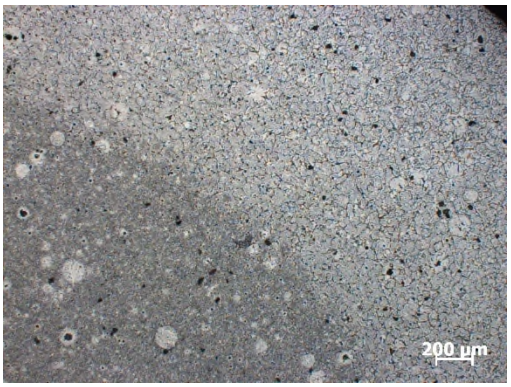


Рис. 2. СЭМ изображение образца

В результате проведенной работы получены высоконаполненные композиции для FDM-печати на основе двухкомпонентного связующего ЭВА/ГЭК и порошка стали 12Х18Н10Т. На основе реологических данных выбран состав ЭВА с содержанием ВА-групп 15% мас. Полученные после спекания образцы обладали однородной микроструктурой и механическими свойствами, достаточными для практического применения, что подтверждает перспективность разработанных материалов для аддитивных технологий.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0004.

1. Additive manufacturing of 17–4 PH steel using metal injection molding feedstock: Analysis of 3D extrusion printing, debinding and sintering / Gurminder Singh, Jean-Michel Missiaen, Didier Bouvard, Jean-Marc Chaix // Additive Manufacturing – 2021. – Vol. 47 – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102287.
2. A Review of Fused Filament Fabrication of Metal Parts (Metal FFF): Current Developments and Future Challenges / Jacob Johnson, Simunec Dejana, Kandjani Ahmad, Trinchi Adrian, Sola Antonella // Technologies – 2024. – Vol. 12 – DOI: 10.3390/technologies12120267.

Прогнозирование упруго-прочностных свойств углепластиков, полученных с помощью технологий вакуумной инфузии и прямого прессования

Филиппов А.А., Первухин К.Е.
Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

Одним из перспективных направлений применения углеродных композиционных материалов (УКМ) является создание биомедицинских конструкций, в частности протезов стопы человека, способных аккумулировать и высвобождать упругую энергию деформации (ESR-протезы) [1]. Для изготовления слоистых УКМ, используемых в ESR-протезах, распространены разновидности технологий вакуумной инфузии (инжекции (RTM), пропитка пленкой (RFI), инфузия в вакуумный мешок (VBRI)), так и вариации препреговых технологий: ручная выкладка препрега (hand lay-up), автоклавное прессование (autoclave formation), прямое прессование (direct pressing), кроме того активно развиваются методы 3D-печати [2]. Получаемые по различным технологиям УКМ могут иметь существенно отличающиеся упруго-прочностные свойства, которые необходимо принимать в расчет при дизайне ESR-протезов. Целью настоящей работы является получение экспериментальных и теоретических зависимостей упруго-прочностных свойств УКМ, полученных с помощью технологий прямого прессования препрега и вакуумной инфузии.

В настоящем исследовании были изготовлены опытные образцы УКМ и проведена экспериментальная оценка их упругих характеристик применительно к использованию в протезных конструкциях. Пластины УКМ изготавливались из листов однонаправленной и двунаправленной углеродной ткани, пропитанной эпоксидным связующим, с применением методов вакуумной инфузии и прямого прессования препрега [3]. Из полученных пластин были вырезаны и подвергнуты испытаниям стандартные образцы для трёхточечного изгиба (размером 4×10×80 мм), по результатам которых определялись модуль упругости и предел прочности. Варьированием направления укладки и соотношения слоёв различных типов углеродной ткани удаётся изменять модуль упругости в диапазоне от 18 до 150 ГПа. Выполнена аналитическая оценка упругих свойств путём последовательного осреднения упругости волокна и матрицы в пределах единичного слоя, а также осреднения упругих характеристик по толщине пакета слоёв. Проведено сопоставление расчётных и экспериментальных данных с целью оценки пригодности существующих моделей гомогенизации ортотропных УКМ для прогнозирования свойств получаемых материалов. Рассмотренная модель осреднения позволяет качественно предсказывать значения модулей упругости при изгибе для образцов УКМ.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по теме № 124070500003-6. При проведении исследований использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».

1. Localization of composite prosthetic feet: manufacturing processes and production guidelines / R Elgamsy., M. I. Awad, N. Ramadan, A. Amer, Y. Osama, R. El-hilaly, A. Elsabbagh // Sci. Rep. Nature Research. − 2023. − Vol. 13. − № 1. − P. 1-11. − DOI: 10.1038/s41598-023-44008-7.
2. Jones R. M. Mechanics of composite materials. − New York: Taylor & Francis Group, 2021. − 519 pp.
3. Сравнение механических свойств углепластиков с добавлением резины, полученных по технологиям вакуммной инфузии и прямого прессования / А.А. Филиппов, Ю.Д. Карнаухов, Е.А. Лутошкин, М.А, Ядренкин, В.М. Лосев, М.Р. Сухова // Diagn. Resour. Mech. Mater. Struct. −2024. −№ 6. − С. 170–183. − DOI: 10.17804/2410-9908.2024.6.170-183.

Реакционные волны пористости как механизм образования сфокусированных потоков флюида в дегидратирующей субдуцирующей плите

[1]Хакимова Л.А., [2]Подладчиков Ю.Ю.

[1]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

[2]Институт наук о Земле, Университет Лозанны, Лозанна, Швейцария

Дегидратация гидратированных пород субдуцирующей океанической литосферы является одним из ключевых процессов, контролирующих перенос воды и химических компонентов из плиты в мантийный клин. При скоростях погружения плиты порядка нескольких сантиметров в год поток Дарси в малопроницаемых серпентинитах оказывается недостаточно эффективным, поэтому особую роль приобретают механизмы фокусировки флюида, способные формировать каналы повышенной проницаемости и обеспечивать быстрый дренаж системы [1-3].

Разработана двумерная полностью сопряженная гидро-механико-химическая (HMC) модель, в которой движение флюида, вязкая (де)компакция пористого скелета, изменение давления, перенос SiO_2 и минеральные реакции решаются как единая задача механики реагирующей насыщенной среды [4, 5].

Термодинамическое замыкание модели выполнено через многомерные таблицы равновесия, предварительно рассчитанные минимизацией энергии Гиббса для системы $MgO - FeO - SiO_2 - H_2O$ при избытке воды с использованием ThermoLab [6]. Принципиально важным элементом постановки является явное включение растворенного SiO_2 в водный флюид, что позволяет согласованно описывать мобильность кремнезема, изменение состава породы, дегидратационные реакции и образование оливина. В качестве начальных условий использованы как синтетические возмущения пористости и состава, так и карты природных химических неоднородностей серпентинитов офиолитового комплекса Мирдита, Албания [7].

Численное решение выполняется на разнесенной конечно-разностной сетке в консервативной форме с применением матрично-свободного псевдопереходного итерационного метода [8]. В расчетах учитываются вязкая реология твердого скелета и эффект уменьшения объемной вязкости при избыточном флюидном давлении, что усиливает локальную дилатансию и способствует развитию гидро-механической неустойчивости [9].

Результаты моделирования показывают, что локальное поступление низкокремнеземистого флюида инициирует реакционно-механическую неустойчивость. На ранней стадии формируются отдельные импульсы повышенной пористости и вертикального флюидного потока. По мере роста флюидного давления и развития (де)компакции эти импульсы объединяются в устойчивые вытянутые каналы повышенной пористости и проницаемости (рис. 1). Вдоль тех же каналов происходит вынос SiO_2 из твердой фазы, дегидратация минеральной матрицы и образование оливин-обогащенных зон.

Параметрические расчеты показывают, что морфология реакционных волн определяется отношением сдвиговой и объемной вязкостей η_s/η_φ и фактором декомпакционного ослабления R. При слабой декомпакции реакционный фронт остается относительно диффузным; при больших η_s/η_φ и R возникает каналоподобная топология, где реакционные фронты, зоны повышенной пористости и оливин-обогащенные области пространственно совпадают.

Расчеты на природных химических картах воспроизводят тот же механизм, но с более реалистичной пространственной неоднородностью. Волны пористости зарождаются в более бедных SiO_2 областях и мигрируют в сторону более кремнеземистых частей системы. Полученные флюид- и оливин-обогащенные каналы можно рассматривать как элементарные «строительные блоки» более крупной сети жил, наблюдаемой в природных дегидратированных серпентинитах Эрро-Тоббио, Италия [2, 10] (рис. 2).

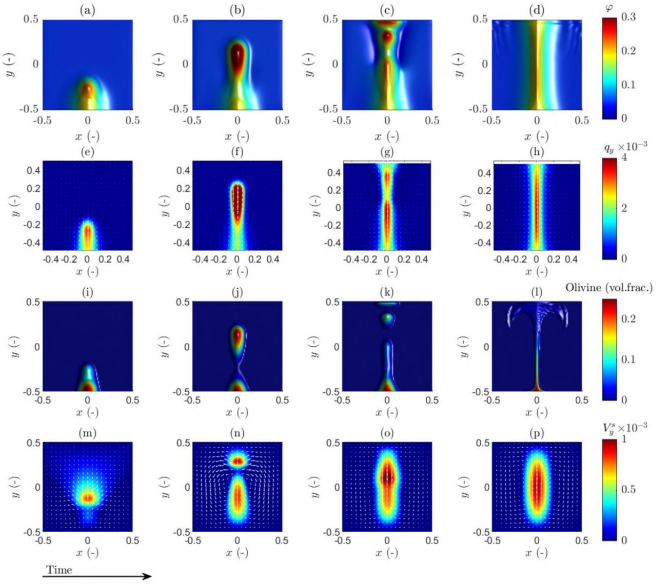


Рис. 1. Результаты 2D HMC-моделирования реакционных волн пористости в дегидратирующем серпентините: эволюция пористости φ, вертикального потока qy, объемной доли оливина и вертикальной скорости твердой фазы. Образование канала возникает без его предописания и контролируется обратной связью между декомпакцией, флюидным давлением и реакционным изменением минерального состава

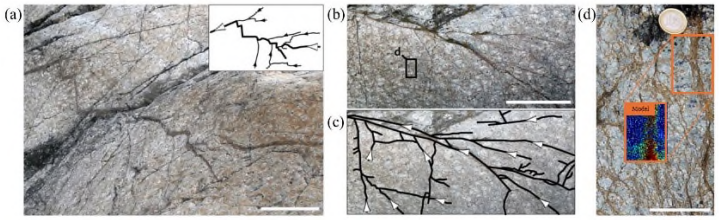


Рис. 2. Фотографии сетей оливиновых жил эклогитовой фации, сформированных при дегидратации серпентинитов в районе Эрро-Тоббио, Италия, по данным [2]

Таким образом, реакционные волны пористости представляют собой физически согласованный механизм эффективного выделения и транспорта флюида из дегидратирующей плиты. Они возникают как результат нелинейной локализации течения, деформации и реакционного массопереноса в двухфазной вязкой пористой среде.

1. Subduction factory: 4. Depth-dependent flux of H2O from subducting slabs worldwide / P.E. Van Keken et al. // Journal of Geophysical Research: Solid Earth. – 2011. – Vol. 116.
2. Fluid escape from subduction zones controlled by channel-forming reactive porosity / O. Plümper et al. // Nature Geoscience. – 2017. – Vol. 10. – P. 150-156.
3. Connolly J.A.D., Podladchikov Yu.Yu. Compaction-driven fluid flow in viscoelastic rock // Geodinamica Acta. – 1998. – Vol. 11. – P. 55-84.
4. Yarushina V.M., Podladchikov Y.Y. (De)compaction of porous viscoelastoplastic media: Model formulation // Journal of Geophysical Research: Solid Earth. – 2015. – Vol. 120. – P. 4146-4170.
5. Khakimova L., Podladchikov Y. Modeling Multicomponent Fluid Flow in Deforming and Reacting Porous Rock // Petrology. – 2024. – Vol. 32.
6. Vrijmoed J.C., Podladchikov Y.Y. Thermolab: A Thermodynamics Laboratory for Nonlinear Transport Processes in Open Systems // Geochemistry, Geophysics, Geosystems. – 2022. – Vol. 23. – e2021GC010303.
7. Pulsed fluid release from subducting slabs caused by a scale-invariant dehydration process / K. Huber, T. John, J.C. Vrijmoed, et al. // Earth and Planetary Science Letters. – 2024. – Vol. 644. – 118924.
8. Assessing the robustness and scalability of the accelerated pseudo-transient method / L. Räss et al. // Geoscientific Model Development. – 2022. – Vol. 15. – P. 5757-5786.
9. Connolly J.A.D., Podladchikov Y.Y. Decompaction weakening and channeling instability in ductile porous media // Journal of Geophysical Research: Solid Earth. – 2007. – Vol. 112.
10. Huber K., Vrijmoed J.C., John T. Formation of olivine veins by reactive fluid flow in a dehydrating serpentinite // Geochemistry, Geophysics, Geosystems. – 2022. – Vol. 23.

Механизмы молекулярной диффузии в газах и жидкостях

Харламов Г.В., Бехер С.А.
Сибирский государственный университет путей сообщения, Новосибирск

Процессы переноса в газах и жидкостях сильно различаются. В этом можно убедиться на примере сравнения температурных зависимостей вязкости газов и жидкостей. Если вязкость газов возрастает с ростом температуры [1], то вязкость жидкостей уменьшается. Это связано с различным характером молекулярного движения в газах и жидкостях. Все процессы переноса – диффузия, вязкость, теплопроводность и др. – связаны друг с другом, т.к., в конечном счете, обусловлены характером молекулярного движения. Наиболее сильно характер движения молекул проявляется в диффузии. Поэтому можно говорить о механизмах диффузии в газах и жидкостях.

В разреженных газах молекулы большую часть времени движутся, не взаимодействуя друг с другом, и лишь иногда испытывают парные столкновения. Во время этих столкновений меняется направление и величина скорости молекулы. Именно такой характер движения молекул обуславливает температурную зависимость коэффициентов переноса: диффузии, вязкости и теплопроводности газов. При этом строгая кинетическая теория, основанная на решении уравнения Больцмана методом Чепмена – Энскога, приводит к следующей зависимости коэффициента самодиффузии в разреженных газах

$$D_0 = \frac{3\sqrt{\pi m_0 kT}}{8 m_0 \rho \pi \sigma_0^2 \Omega^{(1,1)*}}, \qquad (1)$$

где m_0 – масса молекулы, k – постоянная Больцмана, T – температура, ρ – концентрация молекул газа, σ_0 – эффективный диаметр молекулы, $\Omega^{(1,1)*}$ – омега-интеграл, связанный с потенциалом взаимодействия молекул друг с другом [1]. Учитывая слабую температурную зависимость омега-интеграла, это выражение приводит к степенной зависимости коэффициента самодиффузии от температуры $D_0 \sim T^{\alpha}$, где $\alpha < 1$. Описанный здесь механизм диффузии будем называть «столкновительным».

В жидкостях, согласно теории Я.И. Френкеля, молекулы в основном совершают колебания вблизи положения равновесия в ячейке, состоящей из соседних молекул, и лишь время от времени совершают прыжки из одной ячейки в другую [2]. Такой механизм подобен механизму диффузии атомов в твердом теле. Такой механизм диффузии будем называть «прыжковым». Для того чтобы молекула совершила прыжок, она должна обладать энергией для преодоления потенциального барьера, созданного другими молекулами. Это приводит к зависимости коэффициента диффузии в соответствии с уравнением Аррениуса

$$D = D_m e^{-\frac{\Delta W}{kT}}, \qquad (2)$$

где D_m слабо зависит от температуры, ΔW – высота потенциального барьера (энергия активации). Зависимость (2) часто используется для аппроксимации экспериментальных данных по диффузии в жидкостях.

В наших работах [3 – 13] методом молекулярной динамики исследовалась диффузия в газах и жидкостях в широком диапазоне изменения плотности и температуры системы. Использовался потенциал Леннард-Джонса, который обычно применяется для описания взаимодействия сферически симметричных молекул. Было установлено, что для разреженных газов хорошо работает кинетическая теория, приводящая к формуле (1). Для плотных газов наблюдается систематическое отклонение от выражения (1), которое увеличивается с увеличением плотности газа. Однако температурная зависимость коэффициента диффузии остается такой же, как для разреженных газов, т.е. описывается формулой (1). Это говорит о том, что механизм диффузии в разреженных и плотных газах один и тот же, т.е. «столкновительный».

Для плотных систем – жидкостей нами обнаружена линейная зависимость коэффициента диффузии от температуры [5, 6] при постоянной плотности

$$D = \alpha + \beta T. \qquad (3)$$

Это противоречит теории Я.И. Френкеля о прыжковом механизме диффузии. Скорее всего, здесь проявляется новый коллективный механизм диффузии, когда молекула жидкости совершает колебания в ячейке, созданной соседними молекулами, и вместе с ними перемещается на некоторое расстояние. При этом скорость молекулы постепенно затухает. После этого молекула получает новый импульс в результате теплового движения и снова движется какое-то время в этом направлении вместе с окружающими ее молекулами. Таким образом, происходит броуновское движение группы сильно взаимодействующих молекул в вязкой среде.

Возникает вопрос: почему выражение (2) неплохо работает при аппроксимации экспериментальных данных по диффузии в жидкостях? Этот вопрос исследовался нами в работах [12, 13]. Оказалось, что коэффициенты α и β в выражении (3) линейно зависят от плотности, а плотность жидкости при постоянном давлении значительно уменьшается с температурой. Это приводит к сильной зависимости коэффициента диффузии от температуры в условиях эксперимента. Такую сильную температурную зависимость можно аппроксимировать уравнением (2).

Далее в нашей работе проводится сравнение полученных результатов с экспериментальными данными по самодиффузии в жидком аргоне при различных температурах. Получено удовлетворительное согласие.

1. Гиршфельдер Дж., Кертисс Ч., Берд Ч. Молекулярная теория газов и жидкостей. – М.: Издательство иностранной литературы, 1954. – 929 с.
2. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. – Л.: Наука, 1975. – 592 с.
3. Жилкин С.В., Харламов Г.В. Исследование диффузии леннард-джонсовских частиц в условиях фазового перехода методом молекулярной динамики // Оптика атмосферы и океана. – 2015. – Т. 28. – № 2. – С. 138–142.
4. Kharlamov G.V., Zhilkin S.V. Molecular Dynamics Simulation of the Molecular Diffusion in Gases and Liquids // Engineering Letters. – 2017. – Vol. 25. – N 2. – P. 222–227.
5. Kharlamov G.V., Zhilkin S.V. The molecular dynamics simulation of self-diffusion in gases and liquids // Journal of Physics: Conference Series. – 2017. – Vol. 899. – 052009.
6. Kharlamov G.V. About diffusion mechanisms in gases and liquids from data of molecular dynamics simulation // Journal of Physics: Conference Series. – 2018. – Vol. 1105. – 012152.
7. Kharlamov G.V. Molecular diffusion in gases and liquids // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2119. – 012122.
8. Kharlamov G.V. Simulating diffusion in the conditions of vapor – liquid phase transition by the molecular dynamics method // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 2057. – 012114.
9. Kharlamov G. V. Calculations of the Diffusion Coefficients in Two Phase Vapor – Liquid System by the Molecular Dynamics Method // AIP Conference Proceedings. – 2023. – Vol. 2899. – 020066.
10. Kharlamov G.V. Calculations of the diffusion coefficients in gases and liquids by the molecular dynamics method // Journal of Physics: Conference Series. – 2024. – Vol. 2701. – 012073.
11. Kharlamov G.V. The study of the molecular diffusion in gases and liquids // The Eurasia Proceedings of Science Technology Engineering and Mathematics. – 2024. – Vol. 29. – P. 145-154.
12. Kharlamov G.V. Diffusion in liquids: results of calculations by molecular dynamics method // Journal of Applied Mathematics and Physics. – 2025. – Vol. 13. – N 6. – P. 2149-2158.
13. Харламов Г.В. Диффузия в простых жидкостях по результатам расчетов методом молекулярной динамики // Известия ВУЗов. Физика. – 2026. – Т. 69. – № 1 (818). – С. 13-19.

Моделирование выделения частиц в алюминиевых сплавах микролегированных скандием

[1]Чинов В.Ю., [1]Долгов Д.И., [1]Сарычев В.Ю., [1]Арышенский Е.В., [1]Коновалов С.В., [2]Арышенский В.Ю.

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

[2]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара

Алюминий, микролегированный Sc обладает высокими прочностными свойствами за счёт образования наноразмерных частиц Al_3Sc типа $L1_2$[1]. Поэтому крайне важно уметь численно моделировать кинетику, зарождения, роста и коалесценции. Существует множество методов моделирования кинетики выделения частиц: Кинетический метод Монте-Карло, Метод фазового поля, кластерная динамика и метод KWN (Kampman Wagner Numerical). Метод KWN, из всех представленных методов позволяет наиболее быстро моделировать, зарождения, рост и коалесценцию частиц на больших в течение длительных времён[2]. KWN, представляет из себя модернизируемый метод классической теории нуклеации, может учитывать осаждение, включающее многомасштабные явления переноса, такие как одновременное зарождение, рост, укрупнение ансамбля осадков, осаждение в матрице с неравномерным профилем состава.

Скорость зарождения частиц высчитывается по формуле (1).

$$I = \beta^* N_V Z \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{k_B T}\right) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (1)$$

Где Z – фактор неравновесия Зельдович β* – скорость присоединения атомов к растущему зародышу, τ – это время инкубации для образования зародышей, t – время изотермической реакции ΔG* критическая свободная энергия, N_v – это количество центров зарождения на единицу объема (равное количеству атомов на единицу объема). Скорость роста для каждой частицы заданного раздела определяется по формуле (2).

$$v(R,t) = \frac{dR}{dt} = \frac{D}{R} \cdot \frac{c_S(t) - c_I(R)}{c_p - c_I(R)} \quad (2)$$

Где D – коэффициент диффузии, R – радиус частицы, $c_S(t)$, $c_i(R)$ и c_P – концентрации Sc в матрице, на границе ячейка/матрица и в частице соответственно.

Алгоритм работы модели следующий: задаться множество ячеек с фиксированными радиусами R_{i-n}, R_i, R_{i+n}. При зарождении частицы помещаются в ячейку с критическим радиусом R^*, для каждой ячейки рассчитывается скорость роста частиц. Плотность частиц и средний радиус рассчитываются по формулам (3), (4).

$$N_{(t)} = \sum_{i=1}^{N_r} N_i\,(t) \quad (3)$$

$$\overline{R(t)} = \frac{\sum_{i=1}^{N_r} (\Delta r_i) N_i(t)}{\sum_{i=1}^{N_r} N_i(t)} \quad (4)$$

Таким образом модель, KWN позволяет получить распределение частиц по размерам, средний радиус и плотность частиц начиная от этапа зарождения заканчивая этапом коалесценции частиц.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810-П, https://rscf.ru/project/22-19-00810.

1. Yang C., Cheng P., Chen B. Solute clusters-promoted strength-ductility synergy in Al-Sc alloy // Journal of Materials Science & Technology. – 2022. – Vol. 96. – P. 325–331. – DOI:10.1016/j.jmst.2021.02.075.

2. Yu T., Hope A., Mason P. Implementing numerical algorithms to optimize the parameters in Kampmann–Wagner Numerical (KWN) precipitation models // Npj Computational Materials. – 2024. – Vol. 10, № 1. – P. 235. – DOI:10.1038/s41524-024-01422-x.

Контроль состояния ванны расплава при проволочном аддитивном электронно-лучевом производстве

Чумаевский А.В., Гурьянов Д.А., Осипович К.С., Тарасов С.Ю., Семенчук В.М., Кушнарев Ю.В., Дмитриев А.В., Никонов С.Ю., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения имени В.Е. Панина СО РАН, Томск

Технология проволочного аддитивного электронно-лучевого производства представляет на настоящее время всё более широкие возможности для получения деталей промышленного назначения. Это обусловлено достаточно плавным градиентом при печати, позволяющим использовать материалы, недоступные для других методов. К ним относятся сложнолегированные никелевые сплавы, медь, низколегированные бронзы, тугоплавкие металлы и сплавы. Высокая производительность метода и качество материала получаемых деталей делают технологию электронно-лучевого аддитивного производства одной из наиболее актуальных для получения крупногабаритных изделий авиационного и ракетно-космического назначения.

На данном этапе развития технологии остро встает проблема качества получаемых изделий из различных металлов и сплавов при печати, точности повторения геометрической формы и стабильности по толщине стенки. Это обусловлено физической природой процесса электронно-лучевой печати, связанной с относительно высоким временем жизни ванны расплава, высокой ролью в процессе печати колебаний проволоки, растекаемости наносимого сплава и локальных изменений теплового баланса в системе. Это связано с высокой чувствительностью процесса печати к изменениям отвода тепла при печати в тонких протяженных участках и угловых зонах деталей. Для управления тепловым балансом непосредственно в процессе печати и стабилизации по структуре и свойствам получаемых изделий требуется реализация обратной связи, позволяющей в автоматическом или полуавтоматическом режиме управлять параметрами процесса, стабилизируя тепловой баланс в системе.

Целью настоящей работы является исследование возможностей видеонаблюдения, пирометрического и тепловизионного контроля при печати методом проволочного аддитивного электронно-лучевого производства для in situ анализа состояния ванны расплава. Работы по изучению состояния ванны расплава проводились с использованием феррито-перлитных, аустенитных и дуплексных сталей и жаропрочных никелевых сплавов. Печать проводили на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН для электронно-лучевого аддитивного производства. Для печати использовали проволочные филаменты соответствующих сплавов диаметром 1,2-1,6 мм. При получении экспериментальных образцов в виде вертикальных плоских стенок размером 8х100х120 мм производили анализ состояния ванны расплава в центральной части стенки и на её краях. Исследованы как рабочие оптимальные режимы печати, так и отклонения от них.

Проведенные исследования показали, что контроль состояния ванны расплава при печати возможен как по температуре, так и по её геометрическим параметрам. Важную роль при этом играет угол наклона камеры и точка съемки. С применением видеокамеры четко фиксируются отклонения от оптимального режима печати и формирование дефектов на поверхности стенки. Дополнительный контроль тепловизором и/или пирометром позволяет более тонко отслеживать изменения состояния ванны расплава и теплового баланса.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

Закономерности формирования структуры биметаллических элементов на основе никелевых сплавов и сталей в процессе проволочного аддитивного электронно-лучевого производства

[1]Чумаевский А.В., [1]Зыкова А.П., [1]Осипович К.С., [1]Гурьянов Д.А., [1]Москвичев Е.Н., [1]Семенчук Н.В., [1]Гусаренко А.А., [1]Тарасов С.Ю., [1,2]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения имени В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Получение 3D-функционально-градиентных биметаллических элементов на основе различных металлов и сплавов является одним из наиболее актуальных направлений развития технологий проволочного аддитивного производства. Это обусловлено более подходящими условиями для формирования крупных деталей и плавного перехода между компонентами в сравнении с методами селективного сплавления порошковых материалов. Одной из наиболее подходящих для формирования градиентных материалов технологий является проволочное аддитивное электронно-лучевое производство (ЭЛАП, EBAM, WEBAM).

Благодаря осуществлению процесса в вакууме и достаточно плавному тепловому градиенту при ЭЛАП имеется возможность получения биметаллических деталей из достаточно разнообразных сочетаний металлов и сплавов, в том числе недоступных для электродуговой или лазерной проволочных аддитивных технологий. Например, к системам биметаллических и композиционных материалов, формируемых с бездефектной структурой методом ЭЛАП и недоступных для многих других методов, относятся содержащие чистую медь, низколегированные бронзы, высоколегированные никелевые сплавы и тугоплавкие металлы или сплавы.

На настоящее время в ИФПМ СО РАН в ходе реализации различных проектов были получены биметаллические элементы и композиционные материалы различных систем: «никелевый сплав – медь», «сталь – медь», «сталь – никелевый сплав», «нержавеющая сталь – износостойкая сталь», «бронза – сталь», «сталь – кобальтовый сплав», «никелевый сплав – кобальтовый сплав», «сталь – композит», «никелевый сплав - композит» и др. Одним из наиболее качественно формируемых сочетаний биметаллических элементов и композитов методом ЭЛАП являются системы, содержащие стали и никелевые сплавы. Целью настоящей работы является обобщение результатов экспериментальных работ по получению биметаллических элементов и композиционных материалов на основе сталей и никелевых сплавов.

В работе представлены результаты работ по получению модельных биметаллов и конструктивно-подобных элементов на основе феррито-перлитной стали 08Г2С, аустенитной нержавеющей стали 06Х19Н9Т, никелевых сплавов Inconel 625, Inconel 718, в том числе с чистой медью М1 и алюминиево-марганцевой бронзой БрАМц9-2. Выявлены особенности организации зоны структурного градиента в образцах с резким и плавным переходом между компонентами. Показано, что методом ЭЛАП возможно получение биметаллических элементов с различной конфигурацией и порядком нанесения компонентов, но организация структуры и механические свойства биметаллов при этом значительно различаются. На формирование структуры переходной зоны влияет различие в температуре плавления, коэффициенте линейного расширения, теплопроводности и плотности компонентов. Разупрочнение в зоне структурного градиента при печати практически не реализуется, но функциональные свойства, например, коррозионная стойкость, могут снижаться на границе, из-за наличия большего количества межфазных границ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00578-П, https://rscf.ru/project/22-19-00578/

Локализация деформации при одноосном растяжении в сварном соединении сплава АМГ5, выполненного сваркой трением с перемешиванием: анализ методами 3D DIC и термографии

[1]Чумаевский А.В., [2]Клопотов А.А., [2]Устинов А.М., [1]Сидоров Е.А.,
[2]Лавров В.Ю., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Алюминиево-магниевый сплав АМг5 востребован в сварных легких конструкциях благодаря сочетанию малой плотности, коррозионной стойкости и технологичности. Сварка трением с перемешиванием (СТП) позволяет получать соединение в твердой фазе, однако формирует структурно различающиеся области – ядро шва, термомеханически влияющую зону, зону термического влияния и основной металл. Для близкого по системе легирования сплава AA5083 показано, что микроструктура, механические свойства и остаточные напряжения соединения зависят от режима СТП, что обосновывает необходимость локального анализа соединений АМг5.

Традиционная деформационная кривая характеризует интегральный отклик образца и не показывает пространственный механизм потери устойчивости. Метод трехмерной цифровой корреляции изображений (3D VIC) обеспечивает регистрацию полей перемещений и деформаций на всей наблюдаемой поверхности [1], а синхронное измерение температурных полей выявляет тепловые эффекты, сопровождающие локализацию пластической работы [2]. Совместное использование этих методов позволяет сопоставить кинематические и тепловые признаки деформационной неустойчивости и получить информацию, недоступную при анализе только машинной диаграммы растяжения.

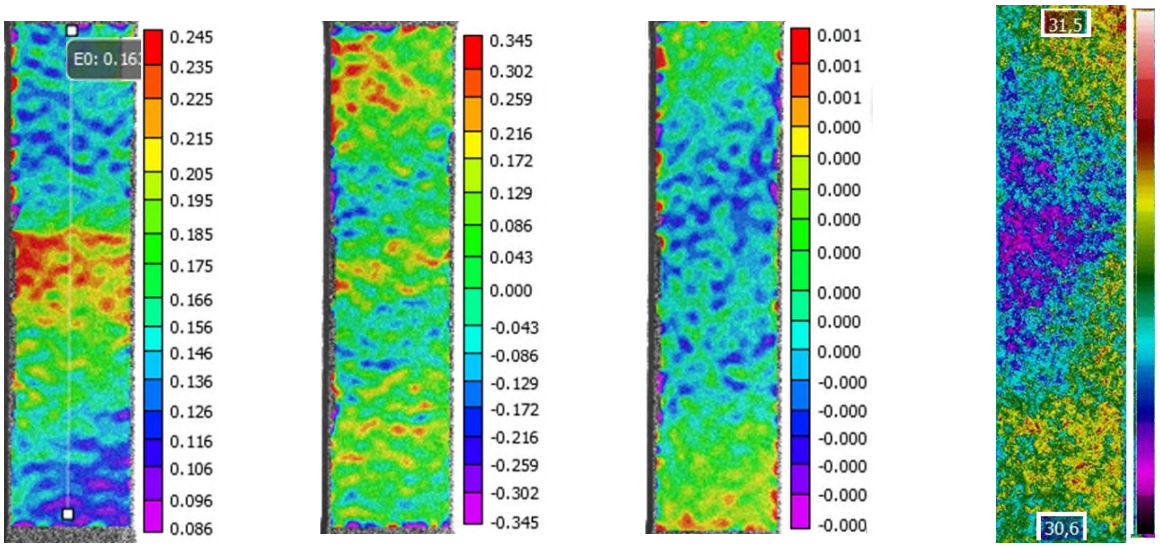
Цель работы - установить общие закономерности при одноосном растяжении образцов из сплава АМг5 со сварным швом, созданного сваркой трением с перемешиванием**,** на основе анализа корреляции между деформационной кривой с полями продольной деформации e_{yy}, скорости ее изменения V_{eyy}, локального поворота ω и распределением температурных полей на поверхности образца.

Исследовали плоские образцы из сплава АМг5 толщиной 5 мм. Ширина рабочей части составляла 15 мм, площадь начального поперечного сечения – 73.8 мм², длина рабочей части – 55 мм. Сварной шов располагался в центре рабочей зоны. Соединение получали сваркой трением с перемешиванием (СТП) при усилии прижима 23.5 кН, частоте вращения инструмента 450 об/мин и скорости сварки 400 мм/мин. Заготовку и инструмент охлаждали воздушным потоком; применяли инструмент с винтовым пином и плечом из стали 4Х4ВМФС.

При одноосном растяжении поверхность со спекл-структурой регистрировали стереосистемой 3D VIC. По последовательности изображений рассчитывали Лагранжеву продольную деформацию e_{yy}, скорость ее изменения $V_{eyy} = de_{yy}/dt$ и локальный поворот P_{hi}. Одновременно регистрировали распределение температурных полей. Картины распределений деформационных и тепловых полей сопоставляли с деформационной кривой в координатах «напряжением σ от деформации ε». Анализ проводили по пяти образцам.

На деформационной кривой наблюдается быстрый начальный рост напряжения, переход к пластическому течению и последующее упрочнение до значений порядка 300-315 МПа. После деформации около 8÷10 % кривая выходит на почти горизонтальный участок, сохраняющийся примерно до 20 %. Это соответствует уменьшению деформационного коэффициента упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ и переходу от преимущественно распределенного течения к локальному накоплению деформации. При напряжение σ = 310 МПа расчетная нагрузка составляет величину ~22,9 кН.

На рис. 1 приведены в качестве примера картины распределений продольной деформации e_{yy}, скорости изменения продольной деформации V_{eyy}, локального поворота ω микрообъемов и распределение температурных полей на поверхности образца при общей продольной деформации образца E_0=0.16.



e_{yy} V_{eyy} p_{hi} Temp

Рис. 1. Картины распределений продольной деформации e_{yy}, скорости изменения продольной деформации V_{eyy}, локального поворота ω микрообъемов и распределение температурных полей. Общая продольная деформация образца E_0=0.16 по всему рабочему полю образца

Был проведен совместный анализ картин распределений продольной деформации e_{yy}, скорости изменения продольной деформации V_{eyy}, локального поворота ω микрообъемов и распределение температурных полей. Проведенный анализ позволил отделить устойчивую физическую локализацию от случайной мозаики, отражающих проявление локальных очагов деформации. На ранних стадиях деформации картины распределений eyy, Veyy и ω содержат множество разрозненных очагов, причем тепловая карта не показывает выраженного центрального максимума: относительный температурный контраст центральной части остается пониженным, а общий диапазон составляет 30.6...31.5 °C.

Установлено, что при достижении общей деформации образца от E_0 = 0.62 до 1.96 %, регистрируемого при помощи виртуального тензодатчика по всему рабочему полю образца, происходит качественный переход. Видно, что полоса на картине распределений продольной деформации e_{yy} уже сформирована, а центральная область на температурной карте становится нагретой. При деформации E_0 = 1.96 % верхняя граница температуры достигает значения 32.0 °C, при достижении деформации E_0 = 3.45 % температура повышается до значений 32.7 °C. Пространственное совпадение повышенной e_{yy}, локальной активности V_{eyy}, знакопеременного ω и теплового максимума свидетельствует о диссипативной пластической локализации деформации. Это явление не связано с единичным артефактом цифровой корреляции.

При дальнейшем росте деформации образцов до значений порядка 8% наблюдается высокий накопленный уровень продольной деформации e_{yy}, резкий пик скорости изменения продольной деформации V_{eyy}, расширенный знакопеременный диапазон ω и сохраняющийся тепловой контраст. Совокупность признаков характеризует переход от распределенного пластического течения к локальной пластической неустойчивости.

Сварка трением с перемешиванием образцов выполнена по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН FWRW2026-0001. Визуализация результатов эксперимента и теоретическая часть работы выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема (FEMN-2026-0003).

1. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications. New York: Springer, 2009. – 322 p.
2. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation // International Journal of Engineering Science. –2000. – Vol. 38. – No. 16. – P. 1759-1788.

Исследование развития ГЦК-ОЦТ мартенситного превращения в высокоэнтропийных высокопрочных кристаллах FeNiCoAlX (X=Ta, TaB, Ti, TiB)

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Петраков В.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Высокоэнтропийные и высокопрочные сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (МП), эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ) представляют собой новый класс функциональных материалов, которые могут использоваться в современной технике и медицине. Особенностью сплавов FeNiCoAlX (X=Ta, TaB, Ti, TiB) является, во-первых, отсутствие в них дальнего атомного порядка и, во-вторых, ГЦК-ОЦТ МП развивается только при введении в ГЦК матрицу наноразмерных частиц γ'-фазы, атомно-упорядоченной по типу Ni_3Al ($L1_2$) с химическим составом $(FeNiCo)_3AlX$ (X=Ta, Ti).

В работе на монокристаллах FeNiCoAlX (X=Ta, TaB, Ti, TiB) исследовано влияние легирования Ta, Ti, TaB, TiB и выделения наноразмерных частиц γ'-фазы на температуры МП и величину ЭПФ и СЭ при растяжении/сжатии.

Впервые установлено, во-первых, в [001]-кристаллах, легированных Ta, Ti и содержащих наноразмерные частицы γ'-фазы диаметром d≤3–5 нм обнаружено развитие <011>{110} механического обратимого двойникования. В результате обратимая деформация определяется обратимым ГЦК-ОЦТ МП и упругим механическим двойникованием в ОЦТ-мартенсите. При растяжении СЭ, обусловленная ГЦК-ОЦТ МП, равна 8.7%, а вклад упругого двойникования равен 4.8–5.2 %; при сжатии вклад обратимого МП составил 12.8 %, а упругого двойникования – (2.8–3) %. Такие аномально большие обратимые деформации ранее не наблюдались в атомно-неупорядоченных сплавах на основе железа. При d>5 нм обратимая деформация уменьшается почти в два раза и <011>{110} двойникование не наблюдается.

Во-вторых, получены новые данные о влиянии ориентации, способа деформации (растяжение, сжатие) на тонкую структуру ОЦТ-мартенсита, образующегося под нагрузкой. Тонкая структура мартенсита охлаждения в свободном состоянии представляет собой самоаккомодирующую структуру с трансформационными двойниками {112}<111>, которые являются механическими двойниками в стабильных ОЦК сплавах. Под действием внешних напряжений, образующиеся под нагрузкой {112}<111> двойники могут выходить из мартенсита за счет процесса раздвойникования. При равном нулю факторе Шмида $m_{\{112\}<111>}$ для {112}<111> двойникования тонкая двойниковая структура не изменяется под действием внешних напряжений. В случае, когда $m_{\{112\}<111>}$ не равен нулю, под нагрузкой происходит раздвойникование. В пределе мартенсит превращается в монокристалл ОЦТ фазы, габитусная плоскость исчезает и происходит накопление большой упругой энергии $\Delta G_{упр}$. При обратном ОЦТ–ГЦК превращении наблюдается необычный «взрывной» характер, сопровождающийся звуковым эффектом.

В-третьих, установлены необходимые условия для достижения стабильности СЭ: а) необходимо выбрать ориентацию и способ деформации, которые не приводят к раздвойникованию ОЦТ мартенсита под нагрузкой, например, при растяжении вдоль [001] направления; б) за счет выделения наноразмерных частиц d≤5–10 нм создать условия для сохранения когерентного сопряжения решеток частиц γ'-фазы с высокотемпературной ГЦК фазой и ОЦТ мартенситом; в) достичь высокого уровня прочностных свойств высокотемпературной ГЦК фазы за счет эффекта дисперсионного твердения при выделении наноразмерных частиц γ'-фазы и легирования бором.

Результаты были получены за счет гранта Российского научного фонда № 25–19–00024, https://rscf.ru/project/25–19–00024/.

Исследование сверхэластичности в высокоэнтропийном сплаве TiZrHfAlNb

Чумляков Ю.И., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Петраков В.А., Федорова А.В., Киреева И.В.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Сплавы на основе Ti с эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ) привлекают значительный интерес для медицинского применения благодаря уникальным механическим свойствам и биосовместимости. Эти сплавы не содержат никель и могут использоваться как имплантаты для длительного применения. Следовательно, разработка и исследование новых безникелевых сплавов на основе титана представляет научный и практический интерес и основывается на использовании концепции высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), которые состоят из пяти или более компонентов с концентрацией каждого элемента от 5 до 35 ат.%.

В настоящей работе для исследования выбраны новые ВЭС на основе титана с высокотемпературной атомно-неупорядоченной ОЦК (β) фазой, которая испытывает термоупругое мартенситное превращение в α" орторомбическую фазу. На исходных поликристаллах (после выплавки) ВЭС $Ti_{49}Zr_{20}Hf_{15}Al_{10}Nb_6$ (ат.%) исследовали зависимость от температуры испытания напряжений начала мартенситных превращений $\sigma_{0,1}(T)$, температурный интервал СЭ и максимальное значение СЭ при деформации растяжением.

Установлено, во-первых, в исходном состоянии эти сплавы оказываются высокопрочными сплавами в интервале температур от 77 до 473 К: $\sigma_{0,1}$ изменяется от 670 МПа до 850 МПа. Во-вторых, на зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ наблюдается несколько стадий, отличающихся величиной и знаком $\alpha=d\sigma_{0,1}(T)/dT$: в интервале от 77 до 203 К наблюдаются отрицательное значение α, от 203 до 297 К величина α имеет положительное значение, что обычно имеет место при развитии мартенситного превращения под нагрузкой; в интервале от 297 до 373 К напряжений $\sigma_{0,1}$ слабо зависят от температуры. В-третьих, СЭ наблюдается в интервале от 77 до 373 К и, следовательно, эти сплавы являются высокопрочными сплавами с высокотемпературной СЭ. Максимальные значения величины СЭ равны 2 % при T=77 К и T=203 К.

Итак, новые высокоэнтропийные сплавы на основе Ti: $Ti_{49}Zr_{20}Hf_{15}Al_{10}Nb_6$ (ат.%) в состоянии после выплавки без дополнительных термомеханических обработок являются высокопрочными высокотемпературными сплавами с эффектом СЭ, которые могут использоваться как имплантаты.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2024-0007.

Многоуровневое моделирование для современных технологий горячего и сверхпластического формования

Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Вшивкова А.А., Вильдеман В.Э., Оглезнева С.А.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Эксплуатационные свойства изделий определяются состоянием внутренней структуры материала, поэтому для совершенствования существующих и разработки новых технологий формования изделий из металлов и сплавов необходимы модели материалов, позволяющие описывать изменение их структуры. В связи с этим современное развитие теории построения моделей поведения материалов в значительной степени идет в русле физической мезомеханики – дисциплины на стыке физики и механики твердого тела, основы которой заложены в работах академика В.Е. Панина, его коллег и учеников [1, 2], когда материал рассматривается как сложная иерархическая система, обладающая свойством самоорганизации. Так, сегодня одним из доминирующих направлений в механике материалов является развитие многоуровневых конститутивных моделей материалов [3], явным образом описывающих механизмы деформирования и перестроение структуры материала, а следовательно – изменение определяемых ее состоянием физико-механических свойств получаемого изделия.

При формовании ответственных деталей и конструкций перспективным является использование режима сверхпластичности, позволяющего получать изделия разнообразных сложных форм со сниженным весом без сварных или клепаных соединений с гладкой поверхностью и улучшенными физико-механическими характеристиками [4–7]. Это обусловливает широкое применение сверхпластической штамповки и формовки, в частности, в авиа- и ракетостроении.

Предлагаются модификации ранее созданных моделей алюминиевых сплавов [3], включающие описание горячего и сверхпластического деформирования, переходных режимов, путем детального учета динамической рекристаллизации [8], зернограничного проскальзывания и взаимодействия дефектных субструктур, влияния легирующих добавок [9], обобщения моделей на случаи повышенных температур и произвольного изменения температурно-скоростных условий. В частности, были проведены экспериментальные механические и материаловедческие исследования, а также моделирование сверхпластического деформирования образцов из современного российского промышленного алюминиевого сплава 1565ч при различных условиях; установлено, что модель позволяет описать наблюдаемые в экспериментах закономерности при разных сценариях деформирования.

Разработан пакет модулей, реализующий созданные многоуровневые конститутивные модели, интегрируемый с решателями краевых задач МДТТ методом конечных элементов. Данный цифровой инструментарий позволяет проводить углубленное моделирование и проектирование многостадийных технологических процессов формования и термомеханической обработки изделий. Эффективность созданного инструментария продемонстрирована на примере расчета процессов формования изделий из сплава 1565ч.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00747, https://rscf.ru/project/25-19-00747/.

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.1 / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995.– 298 с.
2. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.2 / В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 320 с.
3. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.
4. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А. и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. – М.: Наука. 2014. – 284 с.

5. Mulyukov R.R., Nazarov A.A., Imayev R.M. Current achievements on superplasticity and related phenomena at the Institute for Metals Superplasticity Problems // Lett. Mater. – 2018. – Vol. 8. – P. 384-400. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-4-510-516.
6. Low-temperature superplasticity of ultrafine-grained aluminum alloys: recent discoveries and innovative potential / E.V. Bobruk, N.G. Zaripov, I.A. Ramazanov, N.Q. Chinh, R.Z. Valiev // Materials. – 2024. – Vol. 17. – 3311. DOI: 10.3390/ma17133311
7. Kishchik A.A., Mikhaylovskaya A.V. Aluminum-based alloy for high-speed superplastic forming // Ural school of young metal scientists. – 2022. – P. 52-56.
8. Безверхий Д.С., Кондратьев Н.С., Шарифуллина Э.Р. Многоуровневая модель для описания динамической рекристаллизации алюминиево-магниевого сплава // Физика металлов и металловедение. – 2026. – Т.127, № 2. – С. 226-235.
9. Многоуровневая модель с учетом влияния легирующих добавок для описания сверхпластичности алюминиевых сплавов / Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин, П.В. Трусов, А.А. Вшивкова // Физическая мезомеханика. – 2026. – Т. 29, №1. – С. 173-189.

Влияние термической обработки на структуру и свойства соединения Al–Fe, полученного сваркой взрывом

Шелепов Д.А. Неделько А.В.
Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Сварка взрывом позволяет формировать биметаллы системы Al-Fe с развитой зоной перемешивания и интерметаллидными фазами. Последующий отжиг существенно изменяет структуру и свойства сварных соединений вследствие протекания различных диффузионных процессов. В связи с этим целью данной работы стало исследование влияния отжига при 450 °С с различной выдержкой от 1 до 100 ч на микроструктуру, химический состав и микротвердость соединения Al-Fe.

Для формирования биметаллов методом сварки взрывом использовались метаемая пластина из алюминия марки А5 толщиной 2 мм и неподвижная пластина из стали марки 12Х18Н10Т толщиной 1 мм. Сварку взрывом проводили с применением аммонита 6ЖВ при скорости детонации 2,2 км/с и угле соударения 12° по параллельной схеме с зазором между пластинами 2 мм. Затем образцы отжигали при температуре 450 °С в течение 1, 3, 5, 10, 20, 50 и 100 часов. Микроструктуру изучали с помощью растровой электронной микроскопии, химический состав определяли методом энергодисперсионного анализа, а микротвердость по Виккерсу измеряли с шагом 50 мкм и нагрузкой 0,245Н поперек соединения.

В результате проведенных исследований было установлено, что исходное соединение имеет четкую границу и зону перемешивания шириной 25-30 мкм (рис. 1а). После отжига границы сглаживаются, а толщина переходной зоны растет незначительно. При выдержках 50 часов и более зона становится гомогенной, без отдельных включений (рис. 1б). Химический анализ показал, что в исходном состоянии зона перемешивания содержит около 68 % Al, 22 % Fe, 6 % Cr и 2,4 % Ni. Отжиг в течение 1–5 часов повышает содержание алюминия в зоне перемешивания до 74-86 %, снижает железо до 9-18 % и приводит к появлению кремния до 1,9 %. При выдержках 10-20 часов состав выравнивается на уровне Al 75-79 %, Fe 13-17 %, Cr 4-5 %. После 50 часов отжига содержание Al достигает 85-88 %, а Fe падает до 8–10 %. Сталь сохраняет свой состав практически неизменным (Al 0,5–1,0 %, Fe около 70 %), что свидетельствует о преимущественной диффузии алюминия в зону перемешивания.

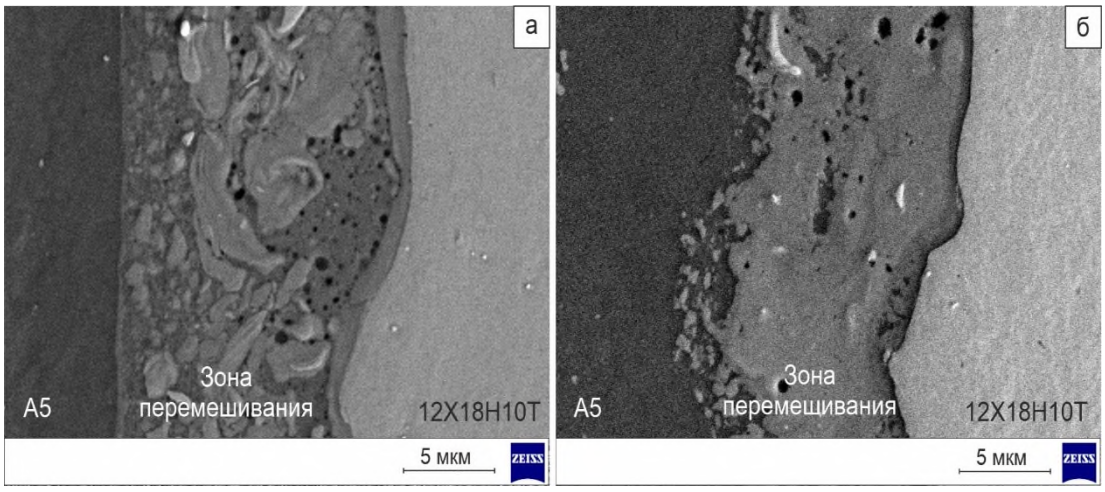


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения А5 – 12Х18Н10Т: исходное состояние (а), после отжига при 450 °С в течение 100 ч (б)

Микротвердость алюминия вблизи зоны перемешивания остается стабильной в пределах 30-33 HV. Зона перемешивания показывает немонотонное изменение микротвердости. Значение твердости исходных образцов составило 445 HV, а после 1 часа отжига снижается до 376 HV. Затем уровень микротвердости возрастает до 402 HV, 410 HV, и достигает наибольшего значения 561 HV после 3, 5 и 10 ч выдержки, соответственно. Затем твердость в

зоне перемешивания снижается до 443 HV после 20 ч выдержки и 387 HV после 50 ч выдержки. Повторное возрастание микротвердости в зоне перемешивания происходит после 100 ч и составляет 569 HV. Рост дюрометрических показателей при 10 и 100 часах, вероятно, связаны с образованием твердых интерметаллидов (например, Al_3Fe или AlFe) и возможным выделением мелкодисперсных фаз. В стали исходная микротвердость убывает от границы раздела (383 HV) к удаленной зоне (218 HV), а после отжига значения выравниваются и возрастают. Например, на расстоянии 550 мкм от границы сварки твердость повышается с 218 до 336 HV после 3 часов отжига.

Таким образом, отжиг при 450 °C вызывает активную диффузию Al в сторону стали, формирование однородной обогащенной Al переходной зоны при выдержках более 10 ч. Микротвердость зоны перемешивания изменяется немонотонно с максимумами при 10 и 100 ч, что обусловлено совместным действием процессов разупрочнения и фазообразования, протекающих при отжиге.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-23-01117, https://rscf.ru/project/25-23-01117/.

Анализ морфологии перлита, формирующегося в процессе изготовления рельсов из стали заэвтектоидного состава

Шугаев О.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Во многих случаях эксплуатация железных дорог осуществляется в суровых условиях: высокая нагрузка и интенсивность движения, низкие температуры, сравнительно малый радиус поворота (большая кривизна пути). Эти условия характерны для Забайкальской и Восточно-Сибирской железных дорог. Такие суровые условия эксплуатации приводят к ускорению усталости и износа материала рельса со временем эксплуатации, что, в свою очередь, влечет за собой значительное сокращение срока службы железнодорожных путей. Одним из направлений борьбы с контактной усталостью и износом металла рельсов является использование перлитных сталей с увеличенным содержанием углерода до заэвтектоидного уровня. Установлено, что по сравнению с рельсами доэвтектоидного состава заэвтектоидные рельсы обладают лучшей износостойкостью и имеют значительно меньшие потери на износ, а поверхностные слои обладают субзеренной структурой с высоким содержанием высоко- и малоугловых границ зерен, перлитных колоний и субколоний, и почти не имеют цементита по границам. Несмотря на то, что в научной литературе присутствует достаточное количество публикаций по рельсам из заэвтектоидной стали, описание микроструктуры остается недостаточно полным.

Целью настоящей работы являлось исследование структуры и фазового состава металла выкружки рельса типа Р65 категории ДТ400ИК (категория дифференцированно упрочненных железнодорожных рельсов с повышенной износостойкостью и контактной выносливостью) из стали марки 90ХАФ, изъятого после длительной эксплуатации на Восточно-Сибирской железной дороге по дефекту, классифицированному согласно инструкции по коду 44.0 – боковой износ головки рельса сверх допускаемых норм (по всей длине рельса). Анализировали структурно-фазовое состояние фрагмента рельсовой стали в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности по оси выкружки. Установлено, что в слое, расположенном на глубине 10 мм формируется преимущественно структура перлита пластинчатой морфологии. Анализ дефектной структуры пластинчатого перлита выполнен на нескольких структурно-масштабных уровнях (макро-, микро-, субмикро- и нано-масштабный уровни). Показано, что исследуемая сталь характеризуется наличием внутренних полей напряжений, имеющих чисто упругий характер. Источниками полей напряжений являются границы раздела колоний перлита и некоторой совокупности пластин в пределах одной колонии, границы раздела пластин феррита и цементита.

Установлено, что структура фрагмента рельсовой стали сформирована зернами перлита пластинчатой морфологии различной степени совершенства. В объеме пластин феррита выявлены наноразмерные (10-15 нм) частицы третичного цементита, расположенные, предположительно, на линиях дислокаций. Выполнен анализ дефектной структуры пластинчатого перлита на нескольких структурно-масштабных уровнях: на макромасштабном уровне (уровень некоторой совокупности зерен) выявлены области, в которых зерна перлита изогнуты определенным образом; на микромасштабном уровне (уровне отдельных колоний перлита) обнаружены перлитные колонии, в объеме которых выявляются области с разрушенными пластинами цементита; на субмикромасштабном уровне (уровне отдельных пластин феррита колоний перлита) исследуемая сталь характеризуется фрагментацией пластин феррита и наличием дислокационной субструктуры; наномасштабному уровню соответствует фрагментация пластин цементита с размером фрагментов (10-12) нм. Показано, что исследуемая сталь характеризуется наличием внутренних полей напряжений, имеющих чисто упругий характер.

Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Modeling of arbitrary form spectrum of the high-frequency small-angle Rayleigh wave scattering on topological surface roughness mesostructure in the region of Guinier law

Chukov V.N.
N.M. Emanuel Institute of Biochemical Physics, Moscow

It is obtained in the present work that new topological laws of the Rayleigh wave [1] scattering [2-4] enable to model arbitrary form spectrum of high-frequency small-angle Rayleigh wave scattering on topological surface roughness mesostructure in the region of Guinier law of scattering [5, 6], where product of wavevector transmitted in a scattering and size of rough area of a solid surface is much smaller than unity. It is violation and generalization of the well-known Guinier law of small-angles wave scattering on inhomogeneity occupying space region of a finite size [5]. This law is widely used in the small-angles X-rays and acoustic wave scattering for the material characterization and nondestructive imaging [6]. It has its own important place among others fundamental laws of wave scattering, for example the Rayleigh law, when the wavelength is much greater then inhomogeneous region size; the law of resonance scattering, when these values are of the same order of magnitude, and the laws of high-frequency scattering, for example the Laue-Bragg-Wulff law of scattering on periodic structures of scatterers, when the wavelength is more smaller than inhomogeneous region size.

The Rayleigh law is based on the Rayleigh concept of long-wavelength scattering [1], that for such wave all points of inhomogeneity oscillate approximately with the same phase and give in-phase scattered waves. That is inhomogeneity is a point source of scattered waves. This concept gives fourth power of cross section dependence on the frequency. Besides this the Rayleigh scattering is isotropic in the angle of scattering.

The resonance scattering is the next region in ratio of inhomogeneous region size to the wavelength, equal to unity, after Rayleigh limit of scattering. The Rayleigh scattering intensity grows up to resonance scattering, where scattering changes the dependence on frequency character and can have some point of inflection because the incident wave senses the inhomogeneity structure [4].

The high-frequency law of scattering is based on Gulyaev Yu. V. concept [4], that at increasing the wave frequency the inhomogeneity becomes more smoother for the short wave, so the scattering takes place only on the ends of inhomogeneous region or on its discontinuities. Intensity of such scattering on edges grows as the second power of increasing frequency.

If inhomogeneity discontinuities form the periodic lattice, and the wavelength is much smaller than its unit cell size then intensity of scattering has sharp resonances and follows the Laue-Bragg-Wulff law [2,3], having its own physical concept. The short waves having the random phases, produced by different points of inhomogeneity, suppress each other, besides the resonance scattering of Laue-Bragg-Wulff when the lattice nodes scatter in-phase [2,3].

Guinier law of scattering [5,6] describes the special case of high-frequency small-angle scattering, when the product of transmitted wavevector and inhomogeneous region size is much smaller than unity. The concept of this scattering is the next. The scattered high-frequency waves form the scattered wave in-phase only in the near vicinity of forward direction of scattering. The waves, scattered in other directions suppress each other. In-phase forward and small-angles scattering do not give interference even for lattice of periodically located scatterers [5]. The intensity of this Guinier scattering has maximum for the forward direction of scattering and it monotonically decreases with increasing of the product of transmitted wavevector and inhomogeneous region size up to unity, that is in Guinier limit of scattering [5,6]. The Laue-Bragg-Wulff oscillation of scattering intensity and its resonances arise out of the Guinier limit of scattering [2, 3].

The new topological laws, obtained for the Rayleigh wave scattering in detail [7], violate and extend the Rayleigh concept of long-wavelength scattering, the Rayleigh law, and the Laue-Bragg-Wulff law of scattering. The Rayleigh concept and law of scattering is true only for the Rayleigh topology of surface roughness or inhomogeneity, when the spatial mean value of roughness or inhomogeneity over the inhomogeneous region is not equal to zero. Other inhomogeneity topologies, defined by zeroing of different order spatial momenta of inhomogeneity, violate the Rayleigh law and

form their own conception of long-wavelength scattering [7]. While the phase of long wave is approximately the same within inhomogeneity, the phase of scattered waves can be modulated by special mesostructure of roughness or inhomogeneity namely of these non-Rayleigh topologies. Because of this modulation the powers of cross section and corresponding amplitude of scattering growth become different from Rayleigh one and it is various for different topologies of roughness or inhomogeneity, defined by topological characteristics (topological charge), mentioned above. That is different topologies of roughness or inhomogeneity produce the basis of amplitude of scattering, which can be used for modelling of arbitrary form scattering spectrum instead of strictly defined Rayleigh growth of scattering with increasing of frequency in the Rayleigh limit of scattering. This topological meta-Rayleigh scattering violates as well the angular isotropy of the Rayleigh scattering.

New topological laws of high frequency scattering [7] introduce the amplitude form-factor of roughness or inhomogeneity discontinuities in addition to characterizing the Laue-Bragg-Wulff scattering only by node locations, and they introduce another topological characteristic, besides this form-factor. This additional topological charge of scattering in the Laue-Bragg-Wulff limit of scattering is the less order of roughness or inhomogeneity derivative at its points of discontinuity, the scattering on which takes place. The first of these high-frequency scattering topologies can violate the Laue-Bragg-Wulff law [7] and model the arbitrary form of periodic scattering spectra [7] instead strictly defined the Laue-Bragg-Wulff one, even for scattering on chaotic lattice of scatterers [7]. The second topology define the form of spectrum envelope in the Laue-Bragg-Wulff limit [7]. It is important for spectrum modeling as well.

From the point of view of these new topological laws of scattering [7] the high-frequency small-angle scattering of the Rayleigh wave can be explained in the frame of the long-wavelength meta-Rayleigh scattering [7]. The meta-Rayleigh topology, mentioned above, controls the Rayleigh series for amplitude of scattering. This topology can zero arbitrary number of first terms of this series. Namely this is violation of the Rayleigh law of scattering and violation of the angular isotropy of scattering. But this series, obtained in the frame of topological laws of scattering [7], is series in powers of product of transmitted wavevector and the size of rough or inhomogeneous region. So, this Rayleigh series describes not only the Rayleigh limit of scattering, when the wavelength is much greater than inhomogeneous region size, but the Guinier limit of high-frequency small-angles scattering, when the product, mentioned above, is much small than unity [7]. That is it describes as well the limit of high-frequency in-phase scattering. And so namely meta-Rayleigh topology controls the Guinier limit of scattering as well as the Rayleigh one. Thus, the meta-Rayleigh topology can violate the Guinier law of scattering and model arbitrary form spectrum of high-frequency small-angle spectrum of scattering.

The ridged spectrum of arbitrary form which plays important role in the acoustoelectronics, acoustooptics, experimental and theoretical physics, is constructed completely analytically and illustrated graphically in the present work.

This work was supported as a part of a state assignment R&D (project no. 122041400112-8, topic code FFZR-2022-0012).

1. Strutt J.W. (Lord Rayleigh). The Theory of Sound. – New York: Dover, 1926, vol. 1.,1929, vol. 2.
2. Bijvoet J.M., Burgers W.G., and Hägg G. Early Papers on Diffraction of X-Rays by Crystals. – New York: Springer, 1969, vol. 1., 1972, vol. 2.
3. Elsasser W.M. In X-Ray and Neutron Diffraction. – Oxford: Pergamon, 1966, p. 253.
4. Biryukov S.V., Gulyaev Yu.V., Krylov V.V., and Plesskii V.P. Surface Acoustic Waves in Inhomogeneous Media. - Springer, 1995.
5. Guinier A., Fournet G. Small-angle scattering of X-rays. – New York: John Wiley & Sons, 1955.
6. Hamley I.W. Small-angle scattering: theory, instrumentation, data, and applications. –New York: John Wiley & Sons, 2021.
7. Chukov V.N. Sub-Bragg Spectrum of the Rayleigh Surface Acoustic Wave Scattering // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2026. – Vol. 90, No. 5. – P. 759–766. – DOI: 10.1134/S1062873826700401.

и

Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов

Особенности неразъёмных соединений высокопрочных титановых псевдо-α сплавов при сварке трением с перемешиванием

Амиров А.И., Рубцов В.Е., Савченко Н.Л., Рубцов К.В., Чумаевский А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы обладают высокой удельной прочностью и биоинертностью, вследствие чего получили широкое применение в авиакосмической, оборонной промышленности и в медицине.

Технологическая проблематика получения сварных конструкций из титановых сплавов, заключается в том, что, как правило, для получения бездефектных равнопрочных соединений требуется выполнение сварки в защитной атмосфере, причем создаваемой не локально, а в специализированных герметичных камерах, что является довольно затратным и ограничивает размеры сварных конструкций. Возможным решением здесь может стать использование сварки трением с перемешиванием (СТП) [1]. СТП позволяет выполнять сварку специальным инструментом путем механического перемешивания материала в твердом состоянии, без плавления и с существенно меньшим, чем при сварке плавлением, тепловложением и, следовательно, нагревом материала шва и околошовной зоны. Поэтому, для предотвращения окисления при СТП достаточно использовать локальный поддув аргона в зону сварки.

Температура в зоне сварки при СТП составляет до 0,6 - 0,8 от температуры плавления материала, что позволяет использовать для сварки алюминиевых сплавов инструмент из штамповых и быстрорежущих сталей. Однако такие материалы не подходят для сварки титана из-за его существенно более высокой температуры плавления, прочности и химической активности. При СТП титановых сплавов сварочный инструмент подвергается сверхинтенсивным термомеханическим нагрузкам, а также взаимодействует со свариваемым материалом и быстро изнашивается [2]. Инструменты из термостойких материалов, таких как карбид вольфрама, кобальтовые и молибденовые сплавы при сварке титана и его сплавов быстро приходят в негодность [3]. Наибольшую долговечность показали инструменты из кубического нитрида бора и вольфрам-рениевых сплавов, однако их широкое применение ограничивается высокой ценой и трудностями механической обработки.

В данной работе для сварки титанового сплава ВТ20 использован водоохлаждаемый инструмент из жаропрочного никелевого сплава ЖС6У, который ранее показал относительную устойчивость к износу при СТП низкопрочных и среднепрочных титановых сплавов.

Стыковые сварные соединения были получены при варьировании режимов СТП: осевого усилия – от 26 до 50 кН; скорости вращения инструмента – от 110 до 1000 об/мин. Скорость подачи инструмента в основном составляла 90 мм/мин.

Полученные соединения обладали, неширокой зоной термического влияния, что характерно для титановых сплавов из-за их низкой теплопроводности [3].

Рентгенофазовый анализ показал, что в зоне перемешивания (ЗП) фазовый состав практически не отличался от исходного. Соотношение α-фазы и β-фазы, составило в ЗП – 97% и 3%, у исходного материала – 96% и 4%.

Подобного не наблюдалось при СТП титановых (α+β)-сплавов. В исследовании [4] соотношения исходного состояния α/β фаз в сплаве ВТ23, составляло 51/49, а в зоне перемешивания 86/14. А в работе [5] соотношение фаз изменилось с 74/26 на 82/18 в сплаве ВТ6.

Сравнение полученных интенсивностей α-фазы титана с табличными значениями эталонной рентгенограммы показал наличие текстуры прокатки в исходном базовом сплаве и её отсутствие в ЗП после СТП. Это свидетельствует о динамической рекристаллизации материала ЗП в процессе сварки, в результате которой сформировались новые разнонаправленные зёрна.

Результаты механических испытаний на одноосное растяжение показали, что исходный прокат имеет прочность 1160 МПа.

Максимальную прочность, которая составила ≈970 МПа (84% от прочности основного металла), показали образцы сварных соединений, полученные по режимам со скоростями вращения инструмента 120 об/мин, а наиболее прочный образец обладал прочностью 992 МПа (86% от прочности основного металла).

Основным фактором уменьшения прочности соединений является изменение текстуры зёрен титана, выявленное на рентгенофазовом анализе. Кроме того, снижение прочности швов также может быть связано с наличием интерметаллидных соединений титана и никеля, в корне шва. Данные соединения образуются вследствие термоактивируемого разрушения инструмента при его взаимодействии со свариваемым материалом и способны охрупчивать соединение [5].

Таким образом, показано, что технология СТП может быть применена для получения бездефектных стыковых сварных соединений титанового сплава ВТ20. СТП титановых α'-сплавов выглядит более много обещающей, чем СТП высокопрочных титановых (α+β)-сплавов, так как в данном случае не наблюдается разупрочнения сварного шва вследствие изменений фазового состава зоны перемешивания, что позволяет достичь прочности более 80% от прочности основного металла. Дополнительное повышение прочности может быть достигнуто использованием более стойкого сварочного инструмента.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 25-29-00719.

1. Mironov S.Y. Temperature distribution within the friction stir welding tool // Physical Mesomechanics. – 2023. – Vol. 26. – №. 1. – P. 33-38.
2. of tungsten carbide tool wear on resulting joint during friction stir welding of titanium alloys / A.I. Amirov, A.V. Chumaevskii, N.V. Semenchuk, et al. Influence // Russian Physics. Journal. – 2024. – Vol. 67. – №. 11. – P. 1984-1991.
3. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: A review // J. Mater. Sci. Technol. – 2018. – Vol. 34. – P. 58-72.
4. Formation of structure and properties of high-strength titanium alloy by friction stir welding / V.E. Rubtsov, N.L. Savchenko, A.I. Amirov et al. // Russian Physics. Journal. – 2025. – Vol. 68. – №. 9. – P. 1325-1332.
5. Features of permanent joints of titanium (α+ β)-alloys obtained by friction stir welding using a nickel superalloy tool / A. Amirov, A. Chumaevskii, N. Savchenko et al. // Metals. – 2023. – Vol. 13. – №. 2. – P. 222.

Термоупругие мартенситные переходы в многокомпонентных сплавах $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ с бором, кремнием и азотом

Астафурова Е.Г., Астапов Д.О., Астафуров С.В., Лучин А.В., Загибалова Е.А., Данилова Л.В.

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

В работе обсуждаются особенности проявления термоупругого ГЦК-ГПУ-ГЦК мартенситного превращения (МП) и обратимой неупругой деформации (эффекта памяти формы, ЭПФ) в многокомпонентных сплавах $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$, $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-y}Si_y$ (y=1–5), $(Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20})_{100-x}B_x$ (x = 0,1–0,5) и $(Co_{35}Ni_5Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20})_{100-x}N_x$ (x = 0,2–0,9). Структура и свойства сплавов изучены с помощью методов рентгеновской дифракции, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, при измерении электросопротивления и механических свойств методом одноосного статического растяжения в интервале температур от 77К до 473К. Сплавы получали методом индукционной плавки, заготовки гомогенизировали, термически и механически обрабатывали для формирования в образцах крупнокристаллической структуры (d > 100 мкм). При комнатной температуре все сплавы находились в аустенитном состоянии (ГЦК кристаллическая решетка). Характеристические температуры МП (M_s, M_f – начала и конца прямого, A_s, A_f – начала и конца обратного превращения) были определены по температурным зависимостям электросопротивления.

При охлаждении и нагреве в интервале температур от 77К до 573К сплавы испытывали соответственно прямое и обратное МП. Сплав $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ характеризуется широким интервалом превращения $\Delta T = A_f - M_s = 200$К ($M_s$=250К, M_f=190К, A_s=430К, A_f=450К), а легирующие элементы (Si, B, N) влияют как на температуры перехода, так и величину термического гистерезиса. Показано, что легирование кремнием и азотом сопровождается уменьшением всех температур МП таким образом, что при C_{Si} = 3 ат. % и C_N = 0.9 ат. % прямой МП происходит при температуре ниже 77К, а ΔT уменьшается до 130К. Легирование сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ бором (0,1 ат. %) сопровождается уменьшением всех температур МП (M_s=200К) и величины гистерезиса превращения до ΔT = 110-120 К. При больших концентрациях бора (0,2 и 0,5 ат.%), температуры МП и ΔT возрастают, и в сплаве с максимальным его содержанием становятся близки к величинам в базовом сплаве.

Проанализирована температурная зависимость предела текучести ($\sigma_{0,2}$), стадийности пластического течения, пластичности и величины ЭПФ в зависимости от состава сплава. Показано, что зависимость $\sigma_{0,2}(T)$ в базовом сплаве имеет стадийность, характерную для сплавов с термоупругими МП: наблюдаются три участка, связанные с деформацией мартенситной фазы (при $T < M_s$), возникновением мартенсита под нагрузкой ($M_s < T < M_d$) и деформацией аустенитной фазы ($T > M_d$). При легировании кремнием и бором с ростом их концентраций стадийность вырождается, а зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ становятся «нормальными», аналогичными тем, что наблюдаются для сплавов без МП. Несмотря на это, сплавы испытывают обратимую неупругую деформацию вплоть до комнатной температуры. Результаты измерения ЭПФ показали, что легирование кремнием способствует увеличению ЭПФ от 2,7% до 4,4%. Температурная зависимость $\sigma_{0,2}$ в сплавах с бором аналогична зависимостям для базовой композиции, но в соответствии с изменениями характеристических температур МП ее стадии смещены. Несмотря на указанные закономерности, интервалы проявления ЭПФ в борсодержащих сплавах такие же, как в базовой композиции, а его величина в сплаве с 0,1% B достигает 4% при $T = M_s$. Все сплавы обладают высокой пластичностью в исследуемом интервале температур.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда № 25-19-00197, https://rscf.ru/project/25-19-00197/. Исследования проводились с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Эволюция деформационной структуры при механическом циклировании сверхэластичного сплава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$

Биттер С.М., Гирсова С.Л., Полетика Т.М.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Одной из нерешенных проблем при использовании материалов с памятью формы является деградация функциональных свойств при циклических нагрузках. В процессе мартенситного превращения (МП) несовместность кристаллических решеток фаз и несовместность деформации в различно ориентированных зернах инициирует локальную пластическую деформацию, стабилизирует мартенсит B19', приводя при циклических нагрузках к накоплению остаточной деформации и снижению напряжения начала мартенситного превращения. Для повышения циклической стабильности создают микроструктуру, препятствующую пластическому течению, содержащую наноразмерные частицы, высокую плотность дефектов, или уменьшая размер зерна. Дискуссионным остается вопрос влияния исходной фазы для B19' МП. Цель настоящей работы - исследовать изменение структуры при механическом циклировании нанокристаллического сверхэластичного сплава Ti-50.9 ат.% Ni с различной исходной фазой матрицы.

Образцы из трубки $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ с внешним диаметром 3 mm и толщиной стенки 0.3 mm, отжигали 1ч. в соли при 300ºС и при 350ºС с последующей закалкой в воду. Исследования проводили в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН: испытания на одноосное растяжение в режиме нагружение-разгрузка вплоть до 45 циклов со скоростью 4×10^{-5} $с^{-1}$ на испытательной машине "LFM-125" при комнатной температуре; структуру исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа "JEM 2100" и дифрактометра "ДРОН-8".

В состоянии поставки при комнатной температуре сплав находился в B2 фазе и имел характерную для деформированного никелида титана неоднородную структуру, которая содержит границы различного типа различной плотности, а также различную плотность дислокаций от бездислокационных нанозерен до областей размером несколько микрометров с дислокационной сетчатой субструктурой. Средний размер зеренн/субзереннн - 90 нм. После отжига 300ºС образец находился преимущественно в B2 фазе с небольшой объемной долей нанодоменной R фазы (B2-образец); после 350ºС матрица состоит только из нанодоменной R фазы (R-образец). Во всех образцах до и после циклирования мартенсит B19′ отсутствовал.

Показано, что неоднородность исходной микроструктуры B2-фазы обеспечивает формирование неоднородного структурно-фазового состояния после отжига и определяет эволюцию микроструктуры при циклировании.

Установлено, что в R-состоянии структура обеспечивает более высокую устойчивость к накоплению дефектов в процессе механического циклирования, чем для смеси (B2+R). За 45 циклов напряжение начала B19' МП под напряжением, $\sigma_{мп}$, уменьшается на 17% для B2-образца и на 6% для R – образца. В процессе циклирования в R-образце наблюдается переориентация и релаксация микроискажений 2 рода для отдельных кристаллографических плоскостей. Изменения морфологии нанодоменов и накопления дислокаций в основном объеме не происходит. В B2-образцах отсутствие эффективной релаксации напряжений приводит к формированию мезомасштабных полос переориентации, когда плотность дислокаций больше не увеличивается. Полосы формируются от границ областей с различной структурой и их тип зависит от микроструктуры, в которой они распространяются. Переход от дислокационной пластичности к недислокационным механизмам аккомодации соответствует перелому на зависимости $\sigma_{мп}$ от количества циклов. Для R-образцов зависимость демонстрирует монотонное поведение.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0005.

Визуализация процесса разрушения в объеме углепластиков при растяжении

[1]Володарский А.Б., [2] Бурков М.В., [2] Еремин А.В., [1]Мороков Е.С.
[1]Институт биохимической физики им. Н. М. Эмануэля, Москва
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Из-за механических характеристик, сопоставимых с металлами, углепластики активно применяются в автомобильной, аэрокосмической и энергетической отраслях. Они обладают высокой удельной прочностью, жёсткостью, устойчивостью к коррозии при более низкой, по сравнению с металлами, плотностью. Однако, как и любой конструкционный материал, они остаются уязвимы к внутренним дефектам, скрытым в толще материала. Композитная структура, дающая столь хорошие механические характеристики при высоких нагрузках, может приводить к возникновению различных дефектов: продольного растрескивания матрицы вдоль волокон, разрыву волокна, растрескиванию материала матрицы, а также расслоению образца. Подобные дефекты не всегда отражаются на внешнем виде материала, но существенно снижают остаточную прочность и устойчивость конструкции при дальнейшей эксплуатации.

Изучение процесса повреждения и разрушения углепластиков при растяжении актуально, так как в реальных условиях эксплуатации оно регулярно встречается. В настоящей работе проводится анализ внутренних повреждений в углепластиковых ламинатах, изготовленных с одинаковой укладкой, но различающихся по толщине препрегов и полимерной составляющей матрицы, что позволяет оценить влияние применяемых полимеров на устойчивость композита к растягивающему нагружению и выявить характерные типы дефектов для каждого из исследованных материалов.

Для визуализации внутренних повреждений использовалась сканирующая ультразвуковая акустическая микроскопия. Исследование производилось на микроскопе СИАМ-2010 с акустическими линзами, работающими на частотах 50 и 100 МГц с угловой апертурой 11°. Разрешение в плоскости сканирования и по глубине достигало десятков микрометров, что позволило различить пространственную морфологию трещин и расслоений. Полученные акустические изображения отображают существенное различие в механизмах роста повреждений у композитов, сходных по архитектуре укладки, но различающихся по полимерной составляющей.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ № 24-72-10067.

Стадийность деформации и автоволновые моды в материале с неустойчивостями пластического течения

Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Автоволновая модель пластичности базируется на представлении о том, что пластическое течение осуществляется макроскопическими волнами, которые являются механизмами самоорганизации активной деформируемой среды. Экспериментально автоволны деформации наблюдаются как паттерны локализованной пластичности на поверхности нагружаемого объекта. При нагружении в ходе деформационного процесса, начиная с упругопластического перехода и до разрушения в строгом соответствии со стадиями деформационной кривой σ(ε) исследуемого материала, происходит закономерная смена паттернов локализованной пластичности. В автоволновой модели это получило название принципа соответствия [1]. В указанной работе стадии деформационных кривых выделялись по методу Холомона–Людвика [2] путем аппроксимации последних уравнением

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n,$$

где σ_0 и K – константы, n – показатель деформационного упрочнения, который может принимать значения от 0 до 1 Участки деформационных кривых с постоянными значениями n и представляются стадиями. Однако если пластическое течение является неустойчивым, как это происходит при прерывистой текучести Портевена–Ле Шателье (ПЛШ), данный способ очевидно не применим. Возникает вопрос об эволюции автоволн локализованной деформации в материале, где существует несколько участков неустойчивости. Можно ли в таких условиях выделить стадии, и как в данных материалах реализуется принцип соответствия?

Для достижения указанных целей в настоящей работе с автоволновых позиций проанализирован весь вплоть до разрушения процесс пластического деформирования алюминиево-магниевого сплава марки АМг5. В сплавах подобных композиций на упругопластическом переходе реализуется неустойчивость по типу полосы Людерса, а затем может наблюдаться прерывистая текучесть, обусловленная эффектом ПЛШ.

Исследования проводились на плоских образцах толщиной 2 мм. Размеры рабочей части образцов 50×10 мм. Образцы испытывались на универсальной испытательной машине при скоростях перемещения подвижного захвата в интервале от 0.02 – 1.2 мм/мин, то есть скорости деформирования варьировались в пределах от $6.67\cdot10^{-6}$ c^{-1} до $4\cdot10^{-4}$ c^{-1}. Температурный интервал испытаний от 253 K до 333 K. Паттерны локализованной деформации регистрировались путем записи последовательности цифровых изображений деформируемого объекта с последующей апостериорной обработкой ее методом DIC и построением хронограмм.

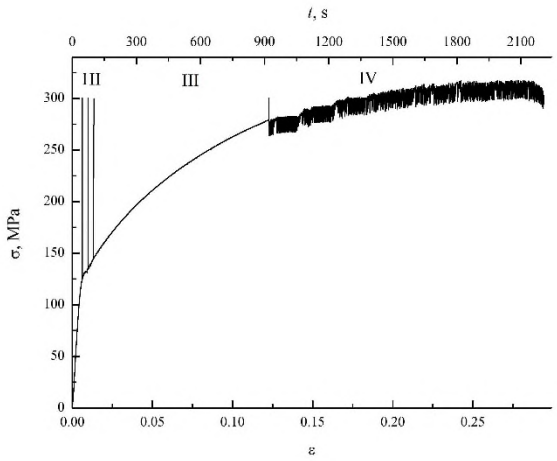


Рис. 1. Стадии диаграммы растяжения сплава АМг5. Температура испытания 293 K; скорость деформирования: $1.3\cdot10^{-4}$ c^{-1}

Анализ полученных результатов исследования пластического течения сплава АМг5 показал, что деформационная кривая в общем случае состоит из четырех стадий (рис. 1). I стадия, площадка текучести; II стадия малоамплитудных скачков напряжения; III стадия – непрерывное (гладкое) параболическое упрочнение; IV стадия высокоамплитудных скачков напряжения. Каждой стадии соответствует свой паттерн локализованной деформации (рис. 2) Стадии I отвечает автоволна переключения в виде подвижного деформационного фронта Людерса, который при постоянном напряжении переводит материал из упруго напряженного в пластически деформированное состояние. Стадии II соответствует

совокупность нескольких подвижных деформационных фронтов, которые последовательно заметают рабочее пространство образца, представляя собой автоволны возбуждения. Скорости автоволн возбуждения сначала больше чем скорость фронта Людерса, но уменьшаются по мере роста напряжения. Стадия II заканчивается, когда скорости этих фронтов падают до значения скорости фронта Людерса на площадке. Стадии III соответствует плавное параболическое упрочнение, когда подвижные деформационные фронты не наблюдаются. Стадия IV начинается после достижения ε_c – критической деформации появления эффекта ПЛШ. На данной стадии паттерн локализованной деформации представлен монотонно или дискретно движущимися деформационными фронтами, которые многократно заметают рабочее пространство образца, то есть тоже являются автоволнами возбуждения.

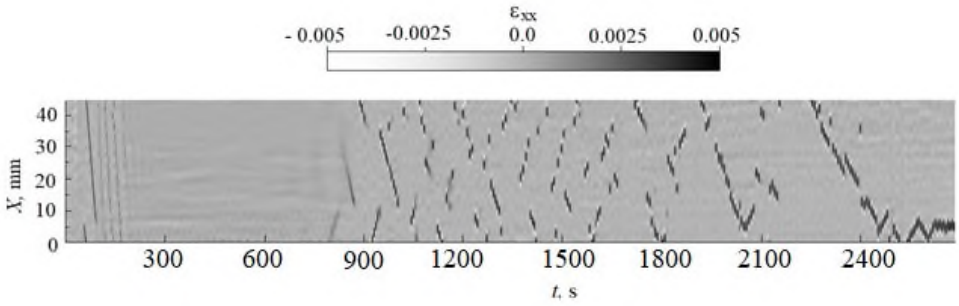


Рис. 2. Хронограмма фронтов локализованной деформации. Температура испытания 293 K; скорость растяжения – $1{,}3 \cdot 10^{-4}$ c^{-1}

Значительное изменение, вида деформационной кривой происходит при изменении температуры испытания в интервале от 253 K до 333 K. Так площадка текучести эволюционирует от гладкой в интервале температур 253–293 K к скачкообразной при 313 K (см. рис. 3, кр. 1–6). При температуре 333 K (рис. 3, кр. 8) площадка вырождается. Если температуры испытания ниже 273 K, то вся деформационная кривая, начиная с предела текучести, имеет зубчатый вид, то есть стадии II и IV объединены, стадия III отсутствует, а критическая деформация начала эффекта ПЛШ ε_c соответствует концу площадки текучести. Стадия III появляется при температурах ≥ 293 K и затем ее продолжительность с ростом температуры увеличивается. Это происходит за счет сокращения стадий II и IV. Начиная с температур 323 K и выше, стадия II отсутствует, а при температурах ≥ 333 K вся деформационная кривая принимает канонический параболический вид, то есть эффект ПЛШ подавляется.

Радикально влияет на вид деформационной кривой снижение температуры испытания до 253 K (рис.3, кр. 1). В этих условиях после площадки текучести вся кривая нагружения состоит из гладких участков, между которыми наблюдаются области скачкообразной деформации Во всех исследованных условиях разрушение происходит на стадии IV, когда деформационные фронты перестают пробегать всю рабочую часть образца, то есть автоволна возбуждения стягивается к шейке.

Таким образом, представленные результаты позволили сформулировать правило соответствия стадий деформационных кривых и паттернов локализованной деформации для материалов с неустойчивостями пластического течения и определить условия существования самих стадий. Путем понижения температуры испытания и (или) повышения скорости деформирования можно подавить стадию III. Наоборот, повышением температуры и (или) уменьшением скорости испытания можно подавить стадии II и IV и добиться существования только стадии III.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0006.

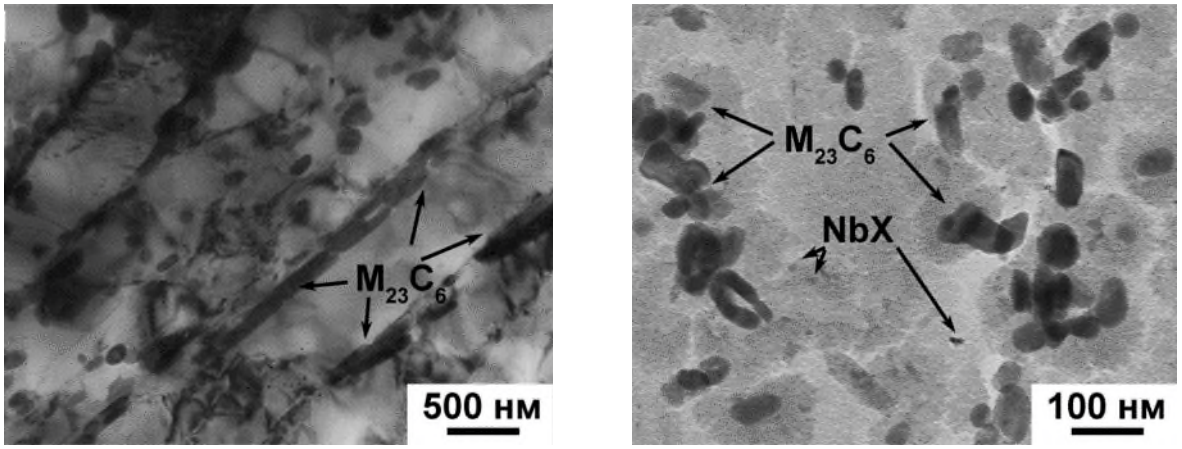
1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды – М.: Физматлит, 2018. – 208 с.
2. Pelleg J. Mechanical Properties of Materials – Springer: Dordrecht, 2013. – 634 p.

Влияние термической обработки на механическое поведение высокохромистой стали с высоким содержанием бора

Долженко А.С., Федосеева А.Э.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Переход к суперсверхкритическим (ССК) параметрам пара для угольных электростанций (T≥620°C, P = 25-30 МПа) требует использования инновационных материалов, обладающих высоким сопротивлением ползучести и достаточной ударной вязкостью [1]. Поэтому требования к длительной прочности на базе 100 000 ч и пределу ползучести до 1% принимаются равными 100 МПа при 650°C [2], тогда как ударная вязкость должна быть выше 59 Дж·см⁻². Высокохромистые мартенситные стали являются основными используемыми в этой отрасли материалами, поскольку они предлагают оптимальное сочетание сопротивления ползучести, ударной вязкости, низкого коэффициента линейного расширения и экономической эффективности по сравнению с аустенитными сталями или никелевыми суперсплавами [3]. Тем не менее, достижение предела ползучести в 100 МПа остается сложной задачей, и на сегодняшний день лишь ограниченное число сталей с содержанием хрома 9-10% смогли соответствовать таким высоким требованиям [3-6].

В работе исследовалась новая сталь 10Cr2W0,2Cu (0,13C-9,7Cr-3,1Co-0,6Mo-2,1W-0,27Cu-0,2V-0,05Nb-0,015B-0,001N-0,09Si-0,03Mn-0,2Ni-0,2Re) после проведения модифицированной термической обработки (МТО), заключающейся в закалке с 1100°C в течение 1 часа с охлаждением на воздухе с последующим отпуском при температуре 770°C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе. ПЭМ изображения исходной микроструктуры исследуемой стали 10Cr2W0,2Cu, подвергнутой МТО, приведены на рис. 1.



а Б

Рис. 1. ПЭМ изображения структуры в исходном состоянии стали 10Cr2W0.2Cu, подвергнутой МТО

МТО приводит к формированию реечной структуры троостита отпуска со средним поперечным размером реек 320±50 нм и высокой плотностью дислокаций $(3\pm0,5)\times10^{14}$ м$^{-2}$. Границы реечной структуры закреплены карбидами $M_{23}C_6$ со средним размером около 40±5 нм и объемной долей 2,35%. Карбонитриды NbX со средним размером 10±2 нм и объемной долей 0,054% равномерно распределены по объему матрицы.

Для стали 10Cr2W0.2Cu проведение модифицированной термической обработки привело к увеличению времени до разрушения для приложенных напряжений от 200 до 120 МПа. Прирост времени до разрушения составил от 3 до 4 раз после применения МТО. Так, например, после стандартной термической обработки (СТО) при приложенном напряжении 160 МПа время до разрушения составило 80 ч, а после МТО – 230 ч, при напряжении 120 МПа время до разрушения после проведения СТО составило 4306 ч, а после МТО увеличилось до 17396 ч. Более того, наклон кривой длительной прочности снизился от 0,083 после СТО до 0,066 после МТО.

Для стали 10Cr2W0.2CuRe после МТО приросты времени до разрушения при всех

приложенных напряжениях вызваны как увеличением продолжительности первичных стадий ползучести, так и снижением минимальной скорости ползучести на 1-2 порядка. При приложенных напряжениях 120 МПа в образцах после МТО обнаружены установившиеся стадии ползучести, которые отсутсвуют на кривых для образцов после СТО. Минимальная скорость ползучести достигается при меньших степенях деформации.

Изменение удлинения до минимальной скорости ползучести и до разрушения в зависимости от приложенных напряжений для исследуемой стали носят нелинейный характер. Удлинение до разрушения при всех приложенных напряжениях превышало 10% и не зависело от термической обработки. Удлинение до минимальной скорости ползучести снижается с 5% в интервале приложенных напряжений от 200 до 140 МПа до 2% для 120 и 100 МПа независимо от термической обработки.

МТО не ухудшает свойства после динамических испытаний, сохраняя величину ударной вязкости более 150 Дж·см$^{-2}$ при комнатной температуре.

Таким образом, применение модифицированной термической обработки обеспечивает прирост сопротивления ползучести при сохранении высокого уровня ударной вязкости.

Работа выполнена за счет Государственного задания НИУ «БелГУ» на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».

1. Abe F., Kern T. U., Viswanathan R. (ed.). Creep-resistant steels. – Elsevier, 2008.
2. Design of martensitic/ferritic heat-resistant steels for application at 650°C with supporting thermodynamic modeling / V. Knezevic, J. Balun, G. Sauthoff, G. Inden, A. Schneider // Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – Vol. 477. – P. 334–343. – DOI:10.1016/j.msea.2007.05.047.
3 Development of new 11%Cr heat resistant ferritic steels with enhanced creep resistance for steam power plants with operating steam temperatures up to 650°C / Y. Wang, K.-H. Mayer, A. Scholz , C. Berger, H. Chilukuru , K. Durst, W. Blum // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – Vol. 510–511. – P. 180–184. – DOI: 10.1016/j.msea.2008.04.116.
4. Dudova N. 9–12% Cr Heat-Resistant Martensitic Steels with Increased Boron and Decreased Nitrogen Contents // Metals – 2022. – Vol. 12. – P. 1119. – DOI: 10.3390/met12071119.
5. Abe F., Tabuchi M., Tsukamoto S., Alloy Design of MARBN for Boiler and Turbine Applications at 650°C // Mater. at High Temp. – 2021. – Vol. 38. – P. 306-321. – DOI: 10.1080/09603409.2021.1963393.
6. A physical-based yield strength model for the microstructural degradation of G115 steel during long-term creep / B. Xiao, L. Xu, Z. Tang, L. Zhao, H. Jing, Y. Han, H. Li // Mater. Sci. Eng. A – 2019. – Vol. 747. – P. 161–176. – DOI:10.1016/j.msea.2019.01.051.

Влияние аморфного поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины на механические свойства и деформационное поведение никелида титана при нагружениях кручением и изгибом

Дьяченко Ф.А., Чепелев Д.В., Остапенко М.Г., Южакова С.И., Петрив Р.В., Мейснер Л.Л.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi) широко применяются в медицине и технике благодаря эффектам памяти формы и сверхэластичности. Однако их эксплуатация в медицине сопровождается рядом проблем, включая недостаточную коррозионную стойкость, выделение токсичных ионов Ni в биологическую среду и низкую рентгеноконтрастность. Одним из перспективных способов решения данных проблем является модификация поверхности путём формирования тонких многокомпонентных слоёв, содержащих легирующие элементы, например Ta, Nb, Si. Особый интерес представляет аддитивный тонкоплёночный электронно-пучковый синтез поверхностных сплавов (ПС) на основе систем Ti-Ni-Ta, обеспечивающий формирование градиентного слоя с высокой адгезионной прочностью к подложке. Вместе с тем остаётся недостаточно изученным влияние тонкого поверхностного слоя на механические свойства и деформационное поведение сплава TiNi при различных механических испытаниях и схемах нагружения.

Цель работы – исследовать механические свойства и деформационное поведение системы «поверхностный Ti-Ni-Ta сплав/TiNi-подложка» при механических испытаниях.

В работе исследованы прямоугольные (1x1x25 мм) и проволочные ($d \approx 0{,}95$ мм, $l \approx 25$ мм) TiNi-образцы. Предварительная подготовка поверхности включала: химическое травление, механическую и вибромеханическую обработку, ультразвуковую очистку и электролитическую полировку. Синтез поверхностного Ti-Ni-Ta сплава проводили на автоматизированной установке «РИТМ-СП» (Микросплав, Россия) в Институте сильноточной электроники СО РАН. Для выглаживания и гомогенизации поверхности применяли НСЭП-обработку в режиме поверхностного плавления ($E = 2{,}5$ Дж/см^2, $n = 10$). Затем осуществляли магнетронное осаждение тонкой (~100 нм) пленки $Ti_{60}Ta_{40}$ (ат. %) и электронно-пучковое жидкофазное перемешивание системы [Ti-Ta-пленка/TiNi-подложка]. Число циклов синтеза повторяли 2 раза. Расчетная толщина синтезированного ПС составляла ~200 нм.

Установлено, что после синтеза ПС формируется однородный поверхностный слой с градиентным распределением элементов на глубину до ~1 мкм и аморфной структурой (подслой толщиной до ~400 нм). Результаты инструментального индентирования показали увеличение микротвёрдости в поверхностном слое толщиной до ~250 нм по сравнению с исходными образцами. При этом влияние ПС ограничивается приповерхностной областью, тогда как свойства материала на большей глубине остаются близкими к характеристикам TiNi-подложки. Испытания на изгиб и кручение показали, что наличие тонкого ПС не приводит к существенному изменению деформационного поведения образцов. Характер кривых нагружения и разгружения, а также способность материала к накоплению и восстановлению неупругой деформации сохраняются после модификации. После механических испытаний не выявлено признаков отслоения поверхностного слоя, что свидетельствует о его высокой адгезионной прочности.

Таким образом, полученный результат показывает, что при механических испытаниях наличие ПС на основе Ti-Ni-Ta (толщиной <1 мкм) не приводит к критическому изменению деформационного поведения сплава TiNi, а синтезированный ПС не отслаивается от TiNi-подложки. Учитывая, что аморфные покрытия обладают низкой прочностью сцепления с подложками, что приводит к их отслоению, синтезированный аморфный поверхностный Ti-Ni-Ta сплав субмикронной толщины на TiNi-подложке показал высокую перспективность в качестве формирования на поверхностях изделий медицинского и немедицинского назначения.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

Моделирование многомасштабного процесса хрупкого разрушения с учетом корреляции дефектностью и микротвердостью при многоцикловом нагружении металлов и сплавов

Завойчинская Э.Б., Лавриков Г.Е.
Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

Исследование физических закономерностей развития многомасштабного процесса усталостного разрушения составляет научную основу прогнозирования долговечности металлических материалов и обеспечения безопасной эксплуатации современных инженерных систем.

Согласно современным представлениям, усталостное разрушение является случайным стадийным процессом совместного развития процессов хрупкого и вязкого разрушений. Процесс хрупкого разрушения состоит в последовательном прохождении следующих стадий: образование полосовых дефектных субструктур и субмикротрещин в результате эволюции дефектов металлургического и технологического происхождения и достижение критических значений их плотности на наноуровне; зарождение микротрещин в результате слияний дефектов наноуровня и их развитие на микроуровне; слияния микродефектов с формированием нераспространяющихся трещин внутри зерна и распространяющихся трещин в среднем размера зерна на мезоуровне; развитие хрупких макротрещин на макроуровне ансамблей зерен; образование одной или нескольких макротрещин-лидеров и их развитии до полного хрупкого разрушения материала по механизмам межзеренного или транскристаллитного скола. Процесс вязкого разрушения описывается следующей последовательностью стадий: возникновение пластической дисторсии при критической кривизне кристаллической решетки с генерацией и развитием дислокаций по механизмам двойникования и скольжения на наноуровне; эволюция дислокаций с образованием плоскостей скольжения и зарождением пор и ямочного микрорельефа на микроуровне; рост пор с формированием ячеистой субструктуры на мезоуровне зерна; интенсивные скольжения при пластическом деформировании и развитие пористости на макроуровне; образование и рост единичных вязких макротрещин до вязкого макроразрушения.

В процессе развития хрупкого разрушения выделяется шесть масштабно-структурных уровней дефектности $j = 1, \dots, 6$ (нано-, микро-, два мезо- и два макроуровня) [1, 2] с определением понятия дефекта j-ого уровня в некотором представительном объеме V_c *(*$V_c = L^3$ – объем твердого тела, в котором возможно зарождение начальной макротрещины-лидера длины *L)*. Дефект j-ого уровня характеризуется линейным размером $l_j = l_j(\tau)$ на интервале времени $\tau \in [0, t]$ и плотностью дефектов $q_j = q_j(\tau)$ в объеме V_c ($q_j(\tau) = \lim\limits_{\Delta V \to V_c} \Delta q_j(\tau)/\Delta V$, где $\Delta q_j = \Delta q_j(\tau)$ – среднее количество дефектов в объеме ΔV в момент времени $\tau \in [0, t]$). Вводится непрерывная возрастающая функция j-ого уровня $l_j^* = l_j^*(\tau)$ от линейного размера $l_j = l_j(\tau)$ и плотности $q_j = q_j(\tau)$. Образование дефекта j-ого масштабного уровня начинается с достижения функцией $l_{j-1}^* = l_{j-1}^*(\tau)$ предельного значения $l_{f,j-1}^*$ в момент времени τ_{j-1}, $j = 1, \dots, 6$, $\tau_0 = 0$ (в момент времени τ_j дефекты j-го уровня достигают своего предельного состояния). Образование дефектов каждого масштабного уровня происходит в результате последовательного зарождения, развития и слияния дефектов предыдущих уровней.

Уровни дефектности и связанные с ними структурные состояния выявляются разными физическими методами. Например, в циклах работ под руководством Ботвиной Л.Р. [3–5] установлена стадийность физических характеристик процесса разрушения, что дает основания сопоставить уровням дефектности характерные значения изменения параметра акустической эмиссии, величин вихретокового параметра, изменения электрического сопротивления, скорости и коэффициента затухания ультразвуковых волн; для ферромагнитных материалов – определенные величины относительных изменений напряженности собственного магнитного поля или коэрцитивной силы. По известным данным для ряда сталей и алюминиевых сплавов авторами устанавливается корреляция уровней накопления микротрещин, мезодефектов и

макротрещин (до 1 мм) и соответствующими физическими параметрами; обнаруживается как монотонное их увеличение с ростом числа циклов, как, например, для вихретокового параметра, так и немонотонное поведение. Интересные результаты получены для ферромагнитных материалов: сталей, чугунов, методом высших гармоник - по амплитуде седьмой гармоники возможно определить уровень микродефектности. Определение этих характеристик значительно трудоемко для проведения исследований развития усталостного разрушения и требует дальнейшего изучения. В этой связи широко используемый метод измерений микротвердости в процессе разрушения представляется одним из относительно доступных способов получения диагностической информации о достигнутом уровне дефектности.

Проведен анализ результатов обработки методами корреляционного и регрессионного анализа большого объема измерений микротвердости по Виккерсу для алюминиевого сплава 2024-Т42, сталей 45 и 36Г2С, в т.ч. по глубине образцов. Подтвержден нормальный закон распределения значений микротвердости и выявлен немонотонный характер изменения средних значений микротвердости $HV = HV(n)$ в зависимости от числа циклов нагружения n. При этом наблюдается монотонный рост локальных максимумов функции относительной величины микротвердости по Виккерсу $\overline{HV} = \overline{HV}(n)$, где $\overline{HV} = (HV_0 - HV(n))/(HV_0 - HV_f)$, HV_0 – первоначальная микротвердость, HV_f – микротвердость при макроразрушении, $HV = HV(n)$ – текущая микротвердость [1, 2] при заданном уровне напряжений. Это согласуется с гипотезами о последовательном развитии процесса разрушения на разных уровнях, приводящего к изменениям физико-механических свойств напряженных микрообъемов материала, развитию нанодефектов, в результате слияния которых возникновение и скачкообразное развитие усталостных микротрещин и мезотрещин. Локальными максимумами функции $\overline{HV} = \overline{HV}(n)$ определяется достижение предельных состояний соответствующего уровня и переход на следующий масштабный уровень.

Проведенный анализ [1, 2] позволяет провести соответствие между уровнями дефектности и диапазонами изменения значений $\overline{HV}$. Например для образцов из алюминиевого сплава 2024-Т42 получено, что дефектам 1-го уровня соответствует $\overline{HV} \in [0, 0.35]$, 2-го уровня – $\overline{HV} \in [0.35, 0.45]$, 3-го уровня – $\overline{HV} \in [0.45, 0.6]$, 4-го уровня – $\overline{HV} \in [0.6, 0.65]$, 5-го уровня – $\overline{HV} \in [0.65, 1]$. По известным экспериментальным данным для стали 36Г2С соответствующие диапазоны по уровням значений $\overline{HV}$ следующие: для дефектов 1-го уровня $\overline{HV} \in [0, 0.35]$, 2-го уровня – $\overline{HV} \in [0.35, 0.5]$, 3-го и 4-го уровня – $\overline{HV} \in [0.5,1]$.

Результаты проведенных исследований позволяют использовать данные измерений микротвердости для определения базовых характеристик модели усталостного разрушения [1, 2]. Построены теоретические кривые усталости по уровням дефектности при нерегулярных одноосных нагружениях, которые соответствуют изолиниям $\overline{HV} = const$.

1. Завойчинская Э.Б., Лавриков Г.Е. О кривых многоцикловой усталости по уровням микротвердости при нерегулярных циклических нагружениях // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр. – Минск, 2025. – Т. 2. – С. 99–109.

2. Zavoichinskaya E., Lavrikov G. Brittle Failure Modelling at Cyclic Loading of Variable Amplitude and Asymmetry on Different Structural Levels // Mech. Solids. – 2025. – Vol. 60. – P. 6627–6634. – DOI:10.1134/S0025654425605658.

3. Исследование механических свойств конструкционных сталей акустическими и магнитными методами / Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Левин В.П., Ефимов А.Г., Кузелев Н.Р. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. – Т. 83. – № 7. – С. 44–48.

4. Ефимов А.Г. Электромагнитные и магнитные методы неразрушающего контроля для контроля накопления поврежденности в конструкционных сталях и сплавах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2020. – Т. 86. – № 8. – С. 49–57. – DOI:10.26896/1028-6861-2020-86-8-49-57.

5. Изменение характеристик неразрушающего контроля при циклическом нагружении стали 316L аддитивного производства / Л.Р. Ботвина, Е.Н. Белецкий, В.П. Левин, А.В. Юдин // Металлы. – 2024. – № 2. – С. 64–71. – DOI:10.31857/S0869573324026471.

Влияние размера зерна аустенитной нержавеющей стали на фазовый состав поверхностных азотированных слоев, полученных при ионно-плазменной обработке

Загибалова Е.А., Нифонтов А.С., Астафуров С.В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Аустенитные нержавеющие стали (АНС) являются коррозионностойкими и хорошо свариваемыми материалами. Основными их проблемами являются низкие прочностные характеристики. Это ограничивает их применение областях промышленности, где необходимы высокие триботехнические характеристики материала. Ионно-плазменная обработка (ИПО) перспективна для повышения поверхностной твердости и износостойкости сталей. В процессе обработки стали с ГЦК-решеткой при температуре ниже 450°C в приповерхностной области образца образуется пересыщенный твердый раствор азота и/или углерода в аустените (фаза $\gamma_{N,C}$, расширенный аустенит или S-фаза). Он обладает более высокими коррозионной стойкостью и твердостью, чем материал до ИПО. Формирование протяженных диффузионных слоев в АНС после ИПО требует увеличения времени насыщения или повышения температуры. При температуре ИПО выше 450°C протяженный диффузионный слой может быть получен за более короткое время насыщения за счет формирования вторичных фаз при распаде S-фазы: Cr(N,C), Cr_2(N,C), α-Fe, γ′-Fe_4(N,C) и ε-$Fe_{2–3}$(N,C) и др. Фазы α-Fe и Cr(N,C) ухудшают коррозионную стойкость АНС. Таким образом необходимо получить достаточно протяженный слой при разумной продолжительности обработки и подавлять образования в нем нежелательных фаз Cr(N,C) и α-Fe. Исходная микроструктура сплава (размер зерна, фазовый состав, текстура и т.д.) могут влиять на скорость диффузии и на фазовые превращения во время обработки поверхности. Данная работа направлена на установление влияния размера зерен на механизм и полноту фазовых превращений в поверхностном модифицированном слое в аустенитной нержавеющей стали после ионно-плазменной обработки в атмосфере азота и углерода.

Исследуемый материал был получен в результате гомогенизации и термической обработки АНС Fe-17Cr-13Ni-1.7Mn-2.7Mo-0.5Si-0.01C (масс. %). Заготовки подвергались термической и механической обработкам по различным режимам. Режим 1 (FG1) включал в себя холодную прокатку с осадкой 80% и отжиг (900°C, 2 мин), он позволил сформировать микроструктуру с размером зерна 3,7±2,4 мкм. Аналогично по режиму 2 (FG2, 80%, 1000°C, 7 мин) и режиму 3 (CG3, 40%, 1050°C, 5 ч) были подготовлены образцы с размером зерна 5,9±3,9 и 54,7±31,2 мкм соответственно. Для удаления всех поверхностных дефектов, возникших в процессе резки образцов, их подвергали механической шлифовке и электролитической полировке. Образцы подвергались ИПО на установке ЭЛУ-5 в смеси газов Ar(70%)+N_2(25%)+C_2H_2(5%) при давлении 300 Па. Установка для ИПО подробно описана в работе [1]. Для получения толстых упрочненных слоев и осаждения различных фаз ИПО проводилась при температуре 550±10°C (12 часов). После насыщения образцы охлаждались в вакуумной камере (1 час). Для дальнейших исследований часть ИПО-образцов была разрезана перпендикулярно обработанным поверхностям, механически отшлифована и отполирована. Исходные образцы и ИПО-образцы (поперечное сечение) были подвергнуты электрохимическому травлению в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты для выявления микроструктуры. Структура исходных образцов анализировалась с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, Quanta 200 3D). Для изучения поперечного сечения ИПО-образцов использовались световая микроскопия (СМ, Altami MET 1C) и СЭМ (LEO EVO 50). Микроструктурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, Jeol JEM-2100 (200 кВ) и Titan 80-300 (300 кВ)). Для подготовки фольг для ПЭМ-исследований ИПО-образцы были утонены с использованием ионного слайсера Jeol EM 09100IS (6 кВ). Рентгенофазовый анализ образцов до и после ИПО проводился на дифрактометре ДРОН-7 (Co-Kα-излучение, $\lambda = 0{,}178901$ нм). Измерения микротвердости проводились с помощью индентора Виккерса (245 мН, Duramin-5).

Показано, что независимо от размера зерен в образцах (FG1, FG2, CG3) ИПО приводит

к образованию поверхностных модифицированных областей. Данные области легко идентифицируются на СМ и СЭМ изображениях в поперечном сечение образцов. Толщина этих областей имеет тенденцию уменьшаться с увеличением размера зерен в образцах: FG1 – 45,7±3,4; FG2 – 41,7±2,3; CG3 – 34,4±3,1. Результаты анализа выявили в модифицированных слоях два подслоя, поверхностный (I) и подповерхностный (II). В образцах с мелкозернистой структурой (FG1 и FG2) в подслое (I) наблюдается усиленное травление границ зерен. Его толщина сильно зависит от размера зерен: 25,7±3,9 мкм в FG1, 14,7±1,6 мкм в FG2 и 10,8±3,8 мкм в CG3. Толщина подслоя (II), который слабо травится и более однороден, чем подслой (I), слабо зависит от размера зерна: 20,6±1,5 (FG1), 26,7±2,7 (FG2) и 23,9±1,8 мкм (CG3).

Рентгенограммы образцов до ИПО содержат только аустенитные линии (a = 0,3597 нм). Рентгенофазовый анализ модифицированной области (I+II) в ИПО-образцах указывает на ее гетерофазный состав: легированный азотом и углеродом (Fe-$\gamma_{N,C}$), Cr(N,C), Fe_4(N,C) и фазе Fe-α. Помимо этого наблюдается уменьшение интенсивности, уширение и смещение линий Fe-$\gamma_{N,C}$ в сторону меньших углов дифракции относительно положений линий Fe-γ. Таким образом, определить значение параметра решетки фазы Fe-$\gamma_{N,C}$ с высокой степенью точности невозможно: a = 0,3597–0,3622 нм (FG1), a = 0,3597–0,3614 нм (FG2) и a = 0,3653–0,3674 нм (CG3). Это указывают на твердорастворное упрочнение аустенита атомами азота и углерода и образование неоднородной концентрации межузельных атомов в аустените по глубине (I+II). Сравнение рентгенограмм для образцов FG1, FG2 и CG3 показывает схожий набор фаз, но содержание фаз Cr(N,C) и Fe_4(N,C) в них различно. Наибольшая интенсивность линий фазы Cr(N,C) характерна для FG1 состояния. Она уменьшается при снижении размера зерна. Интенсивность линий фазы Fe_4(N,C) ведет себя противоположным образом. Исследования методом ПЭМ выявили различия в микроструктуре, морфологии и распределении дисперсных фаз в ИПО-образцах. В образцах FG1 (I) состоит из нескольких отдельных областей. Первая образуется вблизи обработанной поверхности на глубине ≈3.5–4.0 мкм, где наблюдается дисперсная гетерофазная структура. Под ней идентифицируется вторая область толщиной ≈12–15 мкм, которая имеет изначально мелкозернистую структуру, заполненную частицами внутри и вдоль границ зерен. Эти области разделены четкой границей, практически параллельной насыщавшейся поверхности. Анализ дифракционных картин с соответствующих областей (ПЭМ), в этой области подтверждает данные рентгенофазового анализа. Микроструктура (I) в ИПО-образцах CG3 принципиально отличается от FG1: не обнаружено слоев со сложным диспергированным распределением частиц и разориентированной микроструктурой. Микроструктура содержит зерна с фазой Fe-$\gamma_{N,C}$ и строчечным распределением частиц Fe_4(N,C) внутри них. Согласно ЭДС анализу, области рядом с границами зерен обеднены Ni, Cr и Mn, но обогащены Fe, C и N.

При анализе профилей микротвердости во всех ИПО-образцах наблюдается формирование трех зон: поверхностный слой с наибольшими значениями микротвердости, диффузионная зона, где значения постепенно снижаются, и матрица образца с исходными значениями микротвердости АНС. Наибольшие значения микротвердости для FG1 и FG2 (15,4-15,8 ГПа) были измерены вблизи поверхностей в области, где наблюдается фазы Cr(N,C), Fe-α и Fe-$\gamma_{N,C}$. Для образцов CG3 наиболее характерное значение меньше и составляет ≈15 ГПа вблизи поверхности насыщения. ИПО значительно повышает микротвердость АНС образцов, с учетом того, что исходная микротвердость ≈3 ГПа.

Таким образом, увеличение размера зерен может частично подавить образование нежелательных фаз Cr(N, C) и Fe-α в поверхностном слое АНС, подвергнутой ИПО.

Работа выполнена в рамках проекта государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2026-0006).

1. Budilov V.V., Agzamov R.D., Ramazanov K.N. Ion nitriding in glow discharge with hollow cathode effect // Met. Sci. Heat Treat. – 2007. – Vol. 49(7). – P. 358–361. – DOI:10.1007/s11041-007-0065-y.

Пространственные масштабы локализованной пластической деформации поликристаллического алюминия

Лаврентьева П.В., Баранникова С.А.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Важнейшим аспектом изучения иерархии масштабных уровней является исследование поверхности деформируемого металла, где зарождаются дефекты и проявляются морфологические признаки локализации пластической деформации. В этой ситуации наблюдение паттернов локализованной пластичности, выполняемое с помощью методики спекл-фотографии и дополненное данными о параллельном изменении акустических характеристик деформируемой среды, может оказаться незаменимым для построения моделей, учитывающих мультимасштабность деформируемой среды, включая поиск соотношений, связывающих характерные масштабы локализованной пластичности (ширина полос, расстояние между очагами локализации) с параметрами структуры (размер зерна, длина свободного пробега дислокаций), и режимом нагружения (скорость, температура).

В работе исследовано влияние температуры испытаний в интервале $173 \leq T \leq 350$ К на пространственные масштабы локализованной пластичности при растяжении плоских образцов поликристаллического алюминия на стадиях параболического деформационного упрочнения. Кинетику деформационных процессов в широком температурном интервале регистрировали спекл-фотографическим методом, позволяющим визуализировать области, в которых при заданном приросте общего удлинения образца локализуется деформация на рабочей поверхности. Обнаружено, что в условиях термической активации происходит подстройка микроскопических параметров дислокационного ансамбля и макроскопических параметров локализованной пластичности, поддерживающая устойчивость режима деформирования в виде диссипативных структур очагов деформации - автоволн локализованного пластического течения. Показана возможность использования скорости акустических поверхностных волн Рэлея, измеряемых автоциркуляционным методом, для оценки пространственных масштабов локализованной пластической деформации Al. Скорости поверхностных рэлеевских волн зависят от температуры испытаний как в ненагруженном, так и нагруженном состоянии. Для установления связи характерных дислокационных и макроскопических масштабов области неоднородности деформации предложен акустический параметр – показатель преломления звуковых волн в деформируемом металле.

Полученные результаты демонстрируют, что зависимые от температуры масштабы локализации деформации на стадиях параболического деформационного упрочнения образуют иерархически связанный набор характерных длин $10^{-2} \div 10^{-5}$ м. Установленные закономерности позволяют переходить от данных микроструктурного и акустического контроля к прогнозу склонности материала к макроскопической локализации деформации при заданных режимах обработки и эксплуатации, а также задавать параметры микроструктуры для смещения эффекта локализации деформации в область более равномерного пластического течения с меньшей длиной автоволны локализованной пластичности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0006 и конкурсного отбора 2026 года на назначение стипендии Президента РФ для аспирантов и адъюнктов по приоритетному направлению стратегии научно-технологического развития РФ, номер SPN.2026.01144.

Анализ покрытий на основе оксида хрома и нитрида хрома для повышения эксплуатационных свойств высокохромистой стали типа Р911

Луговская А.С., Федосеева А.Э.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Модернизация угольных тепловых электростанций (ТЭС) представляет собой актуальную научно-техническую задачу. Существующие энергоблоки, функционирующие при параметрах пара 545–560°C и 140–240 атм с коэффициентом полезного действия (КПД) 34–37%, исчерпали свой ресурс и характеризуются значительными объёмами вредных выбросов. Переход на суперсверхкритические параметры пара (600–620°C, 25–30 МПа) способен обеспечить повышение КПД до ~45%, а также снижение удельного расхода топлива и выбросов CO_2. Подобные энергоблоки успешно эксплуатируются в Японии, странах Европы, Китае и США. Ключевым препятствием для реализации данного подхода является необходимость применения сталей, сохраняющих прочность, коррозионную и усталостную стойкость в условиях экстремальных нагрузок. Перспективными материалами считаются высокохромистые стали мартенситного класса с содержанием хрома 9–12%. Однако при температурах свыше 620°C их эксплуатационные свойства ухудшаются вследствие эволюции вторичных фаз и отслоения оксидных окалин. Эффективным решением данной проблемы выступает нанесение жаропрочных покрытий на критически важные компоненты энергоблоков. Такой подход позволяет защитить поверхности от высокотемпературного окисления и существенно повысить рабочий ресурс элементов тепловых энергоблоков в экстремальных условиях эксплуатации.

В рамках проведённого исследования в качестве подложки была выбрана высокохромистая сталь Р911 с химическим составом Fe-0,12%C-8,7%Cr-1%Mo-0,9%W-0,2%V-0,07%Nb-0,1%Si-0,4%Mn-0,2%Ni-0,05%N-0,003%B-0,02%Al. Образец подвергнут термической обработке, включающей закалку при температуре 1050°C в течение 1 часа и отпуск при температуре 750°C в течение 3 часов. В качестве материала покрытия использованы оксид хрома (Cr_2O_3) и нитрид хрома (CrN), нанесённые методом ионно-дугового напыления. Покрытия получали на модернизированной установке нанесения упрочняющих покрытий УВНИПА-1-002 (УРМ3.279.079). Толщина покрытий была изучена методом шарового шлифа («crater-grinding method» или «calotest»). Фазовый состав покрытия был изучен с помощью рентгеноструктурного дифрактометра Rigaku Ultima IV.

На исследуемые образцы были нанесены покрытия двух типов с предварительным формированием адгезионного подслоя из чистого хрома толщиной 50-100 нм. Покрытие №1 представляло собой слой нитрида хрома (CrN) полученный с использованием катодов из чистого хрома (99,9%). Покрытие № 2 имело многослойную структуру CrN/Cr_2O_3, состоящую из шести чередующихся слоёв: трёх слоёв CrN и трех слоев Cr_2O_3, при этом первый (нижний) слой был выполнен из CrN, а последний (верхний) - Cr_2O_3. Формирование слоёв осуществлялось путём попеременной подачи азота и кислорода в рабочую камеру.

Анализ шарового шлифа показал, что толщина покрытия №1 составляет 2,9 мкм, в тоже время общая толщина покрытия №2 равна 2,5 мкм, при этом толщина слоя CrN около 0,3 мкм, а слоя Cr_2O_3 - 0,5 мкм).

Рентгеноструктурный анализ покрытия №1 показал, что основным материалом является CrN, так же присутствует Cr_2N. В покрытии №2 обнаружены три различные фазы: железо с хромом (Cr0.03 Fe0.97), Cr_2O_3, CrN.

Таким образом, были успешно синтезированы несколько вариантов покрытий на основе нитрида хрома и композиции CrN/Cr_2O_3, нанесенных на высокохромистую Р911 сталь методом ионно-дугового напыления. Наиболее значимым результатом исследования стало получение покрытия № 1, демонстрирующего высокую адгезию к подложке. Это подтверждается результатами испытания методом шарового шлифа: края шлифа покрытия № 1 оказались ровными, что свидетельствует о надёжном сцеплении покрытия с основой. В отличие от него, край шлифа покрытия № 2 оказался сколотым, что указывает на

недостаточную адгезию и повышенную хрупкость многослойной структуры CrN/Cr_2O_3. Дальнейшие исследования будут направлены на испытания термоциклической стойкости, жаропрочности среде и анализу механических свойств (твёрдость, усталостная прочность) полученных покрытий, особенно аморфного композита.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования (грант № FZWG-2026-0004) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

Особенности кинетики роста азотированного слоя при ионно-плазменном насыщении высокоэнтропийного сплава Кантора

Лысунец М.А., Данилова Л.В., Загибалова Е. А., Астафурова Е. Г., Астафуров С. В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Изучены особенности кинетики роста модифицированного слоя, полученного методом ионно-плазменного азотирования образцов сплава Кантора. В работе использовался эквиатомный высокоэнтропийный сплав (19,8Fe- 19,5Mn- 18,6Cr- 21,0Ni-21,1Co, масс.%). Слитки получали методом вакуумной индукционной плавки с последующим литьем в атмосфере аргона. Более подробно процесс получения материала описан в работе [1]. Ионно-плазменная обработка образцов проводилась при температуре 773 К в течение 30 мин. (1,8 кс), 1ч. (3,6 кс), 2 ч. (7,2 кс), 3 ч. (10,8 кс), с использованием установки «ТРИО» (ФГБУН ИСЭ СО РАН) в 99,996% азотной среде при давлении 0,5 Па, с последующим вакуумным охлаждением (1 ч). Микротвердость измеряли в поперечном сечении образцов методом Виккерса (микротвердомер AFFRI DM8) с нагрузкой на индентор 0,05 Н. Глубина азотированного слоя определялась с помощью анализа профилей микротвердости [1]. Рентгенодифракционный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-8Н. Фазовый состав поверхности образцов после азотирования включал насыщенную азотом ГЦК-фазу (CoCrFeMnNi) и ГЦК-фазу на основе нитрида CrN. С увеличением времени объемная доля нитрида хрома увеличивается. После азотирования в течение 10,8 кс нитридная фаза имеет дисперсную структуру, подробно описанную в работе [1].

В работе [2] исследовался схожий по составу сплав $Fe_{40}Mn_{20}Cr_{20}Ni_{20}$ (ионно-плазменное азотирование проводилось при температуре 773 К в течение 2, 5 и 10 часов), фазовый состав которого был аналогичным с полученным в данной работе. Для описания кинетики роста азотированного слоя в работе [2] была использована параболическая зависимость толщины слоя (d) от продолжительности насыщения (t), а вычисленный коэффициент диффузии азота в ГЦК структуре сплава FeMnCrNi составил $k = 1{,}056 \cdot 10^{-13}$ м^2/с. При этом описание экспериментальной зависимости было выполнено с относительно невысоким коэффициентом корреляции – 0,98 [2], так как не было учтено распыление материала в процессе обработки (его характеризуют коэффициент распыления и производный от него параметр – скорость распыления ϑ [3]). Полагая, что условия ионно-плазменной обработки (плотность тока, давление, температура и другие) постоянны и распыление материала происходит по линейному закону, описание кинетики роста слоя в данной работе было выполнено с помощью модифицированного уравнения:

$$d = \sqrt{(k \cdot t)} - \vartheta \cdot t. \quad (1)$$

Использование уравнения (1) для аппроксимации данных работы [1] (при продолжительности насыщения до 3 часов) позволило описать экспериментальную кинетику роста азотированного слоя в сплаве Кантора с высоким коэффициентом корреляции (более 0,99), вычислить эффективный коэффициент диффузии $k=3{,}05 \cdot 10^{-13}$ м^2/с и скорость распыления материала – $\vartheta=2{,}34 \cdot 10^{-9}$ м/с.

Таким образом, в работе была получена эмпирическая зависимость для описания кинетики процесса ионно-плазменного азотирования на ранних этапах насыщения.

Исследование проведено при поддержке Российского научного фонда № 25-19-00199, https://rscf.ru/project/25-19-00199/. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

1. Влияние температуры ионно-плазменного азотирования на микроструктуру и микротвердость высокоэнтропийного сплава Кантора // С.В. Астафуров, Г.Г. Майер, Е.А. Загибалова, Е.В. Мельников, Л.В. [и др.] // Физ. мезомех. – 2026. – Том 29, № 2. – С. 122-131.
2. Ion nitriding of a face-centered cubic high-entropy alloy: Nitriding kinetics, the effect of temperature and contact stress on tribological behavior / R. Yang D. Wang, D. Liu, H. Yang [et al.] // Intermet. – 2024. –Vol. 172. – P. 17
3. Ивановский, Г. Ф. Ионно-плазменная обработка материалов / Г. Ф. Ивановский, В. И. Петров. – М.: Радио и связь, 1986. – 232 с.: ил.

Сверхпластичные сплавы на никелевой основе: взаимосвязь механических и магнитных свойств с позиции изменения плотности электронных состояний

[1]Макаренко А.Е., [2] Кузнецова А.К., [2]Нявро А.В., [2]Черепанов В.Н., [2]Завьялов С.Д., [1]Квеглис Л.И.

Восточно-Казахстанский университет имени С. Аманжолова, Усть-Каменогорск

[2]Томский государственный университет, Томск

Главной особенностью исследуемых сплавов (47ХНМ, 40ХНЮ, 67КН5, NiTi) является их способность к экстремальному удлинению (от 400 % до 1140 %) при сверхпластической деформации СПД [1], сопровождающаяся аномальным волновым характером изменения истинных напряжений и скачкообразным наведением ферромагнитного отклика в исходно немагнитной матрице. Благодаря своей способности к деформации без разрушения сверхпластичные материалы позволяют создавать более сложные формы, которые были бы невозможны с использованием традиционных материалов. Сверхпластичные материалы — это идеальный выбор для создания сложных 3D-структур. Классические аддитивные модели механики деформируемого твердого тела не способны объяснить истинную природу данных свойств. В этой работе предлагается подход, раскрывающий механизм возникновения свойств с использованием расчетов плотности спин-поляризованных электронных состояний. Цель работы — использование кластерной модели, позволяющей объяснить уникальные механические и магнитные свойства исследуемых сплавов на основе взаимосвязи атомных смещений с плотностью электронных состояний.

Сравнение экспериментальных данных, полученных при исследовании структур 47ХНМ, 40ХНЮ, 67КН5Б и NiTi методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии, выявило формирование протяженных кластерных плотно упакованных наноструктур типа Франка-Каспера в зонах локализации пластической деформации. На основании расшифровки картин дифракции электронов и рентгеновских лучей предлагается 3D-модель кластерной структуры межзеренных границ в сплавах. Например, структура 47ХНМ представляет собой систему октаэдрических кластеров, которые формируются на основе ОЦК-решетки хрома с добавлением атомов никеля в определенные ее узлы. Межзеренная граница (пограничный слой) рассматривается как динамическая диссипативная система. Скачкообразное падение локальной вязкости и сопутствующие скачкообразные повторяющиеся изменения напряжений на диаграммах растяжения математически описываются как прохождение системы через точки бифуркаций [2]. В рамках данного подхода макроскопический скачок деформации выступает как внезапный ответ среды на непрерывное изменение внешних управляющих параметров [2]. Для описания деградации и структурной перестройки пограничных слоев применяются элементарные катастрофы Уитни и Тома [2]. При одном управляющем параметре реализуется модель складки [2]. При учете двух параметров (размер и плотность зародышевых трещин, скопления дефектов у барьеров) система описывается моделью сборки [2]. Усложнение условий деформирования требует перехода к многопараметрическим моделям [2]. Это геометрически доказывает фундаментальный принцип «хрупкости хорошего»: многокритериальные стабильные структуры межзеренных границ легко разрушаются под воздействием незначительных внешних флуктуаций, переводя систему в хаотическое жидкоподобное состояние.

Под действием термического и механического факторов в сильнокоррелированных электронных системах никелевых сплавов возникает плазмонный резонанс поверхностных электронов с одинаковым спином — спиновых акустических поверхностных плазмонов SASP. Обладающая высокой плотностью энергии (до десятков эВ) электронная подсистема выступает микроскопическим накопителем энергии в зонах локализации напряжений. Коллективные колебания электронов, действуя как концентраторы энергии за счет получения её извне, провоцируют высокоскоростное переключение химических связей между соседними атомами кластерных структур кристаллических решеток в местах локализации пластической деформации. Активируемые плазмонными эффектами изменения энергии ослабляют жесткие

межатомные связи, переводя границы зерен в высокоподвижное суперионное жидкоподобное состояние, стимулирующее интенсивное зернограничное проскальзывание GBS и дальнейшее образование наноструктурных фаз на межзеренных границах. За счёт данных фазовых переходов и механохимических процессов возникают необычные свойства материалов. Динамическая вязкость границы η описывается уравнением Ландау (1).

$$\eta = \sigma\tau_0 \quad (1)$$

Где σ - напряжение, а время релаксации связи τ_0 стремится к периоду атомных колебаний ($\tau_0 \sim 10^{-13}$ с). При этом квантовый переход, инициируемый механическим воздействием в зоне локализации деформации, выражается следующим соотношением (2):

$$E = PV = h\nu \quad (2)$$

где E - энергия, Дж; P - давление, Па; V - объем возбужденных атомов,м³, смещение которых приводит к формированию икосаэдрического кластера диаметром 0,7 нм; h - постоянная Планка, Дж·с; ν - частота акустических колебаний, $с^{-1}$. Согласно геометрическому критерию Вороного-Делоне, свойства трехмерного физического пространства совпадают со свойствами искривленного пространства внутри сферы, диаметр которой не превышает четырех межатомных расстояний. В рассматриваемом случае данный объем составляет $3{,}43\cdot10^{-28}$м³, что эквивалентно локальной группе приблизительно из 100 атомов. Расчет показывает, что при давлении $P = 10^9$ Н/м², величина работы деформации PV равна $3{,}4\cdot10^{-19}$ Дж на 100 частиц. Таким образом, среднее значение энергии, приходящееся на одну структурную единицу при квантовом переходе, составляет $\approx 3\cdot10^{-21}$ Дж, что при частоте колебаний $\nu = 10^{13}$ $с^{-1}$ и постоянной Планка $h = 6{,}6\cdot10^{-34}$Дж·с строго коррелирует с характерным временем релаксации межатомных связей τ_0.

Для предложенной модели рассчитана плотность спин-поляризованных электронных состояний DOS, позволяющая объяснить природу появления ферромагнетизма в этих сплавах. Фазовые переходы влияют на изменение объема кластера и межатомные расстояния, однако несмотря на это на атомах сохраняются магнитные моменты и возникает спиновая асимметрия среди электронов атомов неравновесных структур, в результате - общий магнитный момент кластеров не равен нулю, что приводит к возникновению намагниченности.

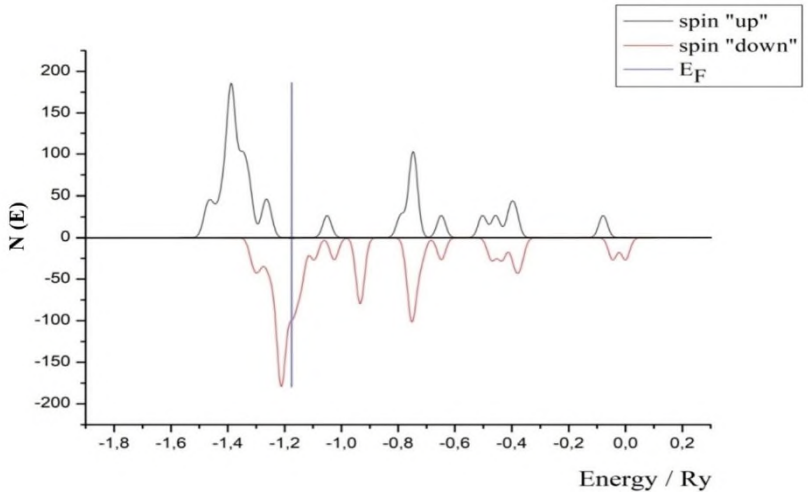


Рис. 1. Результат вычисления плотности спин-поляризованных электронных состояний для октаэдрического кластера Ni, показывающего намагниченность на атом равную 0.52μB для ГЦК никеля

1. Ключников Г.М., Ключников И.Г. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 8-3. – С. 458–465.
2. Арнольд В.И. Теория катастроф. – М.: Наука, 1990. – 128 с.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. т. VII. Теория упругости. – М.: Наука. 1987. – 179 с.

Ультразвуковая визуализация высокого разрешения повреждений в объеме армированных углепластиков при низкоскоростном ударе

[1]Мороков Е.С., [2]Бурков М.В., [2]Еремин А.В.
[1]Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва
[2]Институт физики прочности и материаловедения СоРАН, Томск

Ударные нагрузки с низкой скоростью вызывают в объеме слоистых армированных углепластиков скрытые повреждения, которые существенно ухудшают прочность материалов, особенно при сжатии. В рамках исследования изучается связь между трёхмерным распределением таких повреждений и остаточной прочностью на сжатие толстых квазиизотропных ламинатов. Образцы исследовались после низкоскоростных ударов с энергиями 10, 20 и 30 Дж. С помощью акустической микроскопии высокого разрешения (50 МГц) удалось детально визуализировать морфологию расслоений по слоям и их распределение по толщине. Далее образцы подвергались испытаниям на сжатие. Методом цифровой корреляции изображений (DIC) определялась локализация деформаций при сжатии. Ультразвуковые исследования продемонстрировали, что общая площадь повреждений по слоям и их расположение влияют на остаточную прочность. DIC-анализ показал, что деформации чаще всего возникают над крупными или асимметрично расположенными расслоениями и приводят к их деформации и разрушению.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ № 24-72-10067

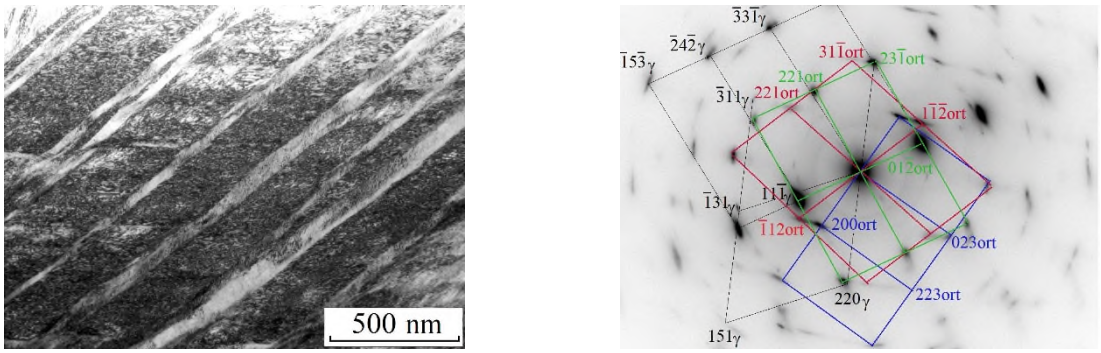
Влияние криогенной обработки на образование орторомбического мартенсита в CrMnN стали

Наркевич Н.А., Власов И.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Стабильность аустенита в CrMnN сталях зависит от содержания азота и с уменьшением его концентрации снижается. При этом идет $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ превращение [1]. Исследовано также влияние охлаждения на параметры кристаллической структуры ГЦК решетки [2], структура и свойства при низкотемпературном деформировании [3]. Однако, экспериментальные данные о влиянии охлаждения до -196°C на особенности структуры при последующем деформировании при 20°C отсутствуют. Исследованию структуры стали после такой обработки и испытаний при статическом растяжении CrMnN стали посвящена данная работа.

Стальную поковку из стали 16,5Cr-18,1Mn-0,7C-0,53N (вес.%), ост. Fe закаливали от 1100°C в воде, затем в жидком азоте. Эту обработку будем называть криогенной. Плоские образцы растягивали на машине “INSTRON 5582” со скоростью деформации $2{,}67 \cdot 10^{-4}$ c^{-1} при 20°C. Структуру фольг на просвет исследовали после разрушения на электронном микроскопе HT-7700 с ускоряющим напряжением 120 kV.

Структура стали после криогенной обработки и деформирования при комнатной температуре состоит из аустенитных полос шириной 300-400 нм и более узких извилистых полос шириной 100 нм и меньше (рис. 1а). На картине микродифракции (рис. 1б) показаны три сетки рефлексов, принадлежащих орторомбической фазе с параметрами решетки a=4,158 Å, b=4,979 Å, c=4,377 Å [4]. Экспериментальные межплоскостные расстояния и углы между направлениями совпадают с расчетными для орторомбической решетки с параметрами, указанными выше. Темнопольный анализ в рефлексах (200)ort и $(\bar{1}12)$ort показал, что в этих рефлексах засвеченными являются извилистые полосы.



а б

Рис. 1. Структура стали после криогенной обработки и испытаний на растяжение (а), микродифракционая картина к ней (б)

Таким образом, в работе показано, что предварительная криогенная обработка CrMnN стали способствует образованию мартенсита с орторомбической решеткой, что наблюдалось нами ранее при деформировании этой стали при -196°C.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 25-29-00027.

1. Lee T.-H., Oh C.-S., Kim S.-J. Effects of nitrogen on deformation-induced martensitic transformation in metastable austenitic Fe-18Cr-10Mn-N steels // Scripta. Mater. – 2008. – Vol. 58. – P. 110-113. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2007.09.029

2. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. – 720 с.

3. Narkevich N, Deryugin Ye., Mironov Yu. Effect of the γ→ε phase transition on transformation-induced plasticity (TRIP) of the nickel-free high nitrogen steel at low temperatures // Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 710. – DOI:10.3390/met11050710.

4. Narkevich N.A., Perevalova O.B. Local crystal lattice distortions and phase transformations in high-nitrogen CrMn austenitic steel during tensile tests at temperatures of 293–77 K // Mater. Today Comm. – 2025. – 113171. – DOI:10.1016/j.mtcomm.2025.113171.

Особенности формирования соединения алюминий-сталь при магнитно-импульсной сварке

[1]Неделько А.В., [2]Анисимов А.Г., [1]Батаев И.А.
[1]Новосибирский Государственный Технический Университет
[2]Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН

Благодаря сочетанию лёгкости алюминия и прочности стали соединение этих материалов представляет значительный практический интерес для промышленности. Однако применение традиционных методов сварки плавлением сопровождается образованием хрупких интерметаллидных фаз, ухудшающих эксплуатационные свойства соединений. Одним из перспективных способов получения биметаллических композитов является магнитно-импульсная сварка (МИС), в основе которой лежит высокоскоростное соударение заготовок, инициируемое действием импульсного магнитного поля.

Соединение металлов при высокоскоростном соударении осуществляется в твердой фазе. Ударная волна, входящая в вещество, приводит к повышению плотности дислокаций и, следовательно, к холодному упрочнению без заметной пластической деформации [1]. При этом пластическая деформация происходит в условиях, способствующих фазовым превращениям вблизи межслойной границы, а также возможному локальному плавлению. Неравномерный нагрев и последующее быстрое охлаждение приводят к упрочнению металла вблизи сварного шва [2].

В представленной работе исследованы особенности формирования соединения плоских заготовок алюминиевого сплава А5 со сталью 20, полученного методом магнитно-импульсной сварки. Проведена подготовка образцов, исследована микроструктура соединения методами оптической и растровой микроскопии, методом Виккерса получено распределение микротвердости.

Соединение характеризуется преимущественно плоской межфазной границей с отдельными волнообразными участками. Вдоль границы раздела формируется переходный слой переменной толщины, уменьшающейся по направлению распространения сварки. На отдельных участках наблюдаются локальные области, предположительно образованные в результате кратковременного плавления материала.

Измерения микротвердости показали выраженное упрочнение материала в зоне соединения почти в два раза. Максимальные значения микротвердости на промежуточном слое составили порядка 400 HV.

Таким образом, магнитно-импульсная сварка обеспечивает получение качественного соединения алюминия со сталью без формирования протяженной интерметаллидной прослойки, дефектов и непроваров. Выявленные особенности микроструктуры позволяют лучше понять механизмы образования соединения и могут быть использованы при оптимизации режимов магнитно-импульсной сварки разнородных материалов.

1. Дудин А.А. Магнитно-импульсная сварка металлов. – Новосибирск: Металлургия, 1979.
2. Батаев И.А. Формирование структуры сваренных взрывом материалов: экспериментальные исследования и численное моделирование // Обработка металлов. – 2017. – № 4 (77). – С. 55–67.

Трение скольжения без смазки монокристаллов Fe22Mn0.6C: деформационные, рентгеновские и вибрационные характеристики

[1]Новицкая О.С., [1]Семенчук Н.В., [1]Воронцов А.В., [1]Филиппов А.В., [2]Лычагин Д.В., [2]Чумляков Ю.И.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Поиск новых материалов для узлов трения, работающих в условиях экстремальных нагрузок, требует понимания фундаментальных механизмов износа на различных структурных уровнях. Высокомарганцевые аустенитные TWIP-стали обладают уникальным сочетанием прочности и пластичности. Использование монокристаллов позволяет изучить вклад механического двойникования и скольжения дислокаций в сопротивление износу на уровне отдельного зерна в условиях сложного тензора напряжений.

Целью работы являлось установление взаимосвязи между режимами сухого трения, эволюцией структуры приповерхностных слоев и вибрационным откликом [001]-монокристаллов TWIP-стали Fe22Mn0.6C для прогнозирования износа.

Объектом исследования выступили [001]-монокристаллы стали Fe22Mn0.6C. Испытания на сухое трение скольжения (схема «палец-диск», контртело – 95Х18) проводили при нагрузке 21 Н и скорости 0.1 м/с. Мультимасштабный анализ приповерхностных слоев включал методы конфокальной лазерной микроскопии (CLSM), рентгеновской дифракции (XRD) и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Виброакустический отклик регистрировался акселерометром с частотой 25,6 кГц.

Установлено, что макроскопический пластический отклик и эволюция топографии определяются последовательной активацией первичных систем скольжения {111}<110>. На мезоуровне выявлена пространственно-упорядоченная структурная эволюция: накопление геометрически необходимых дислокаций (GND), формирование кривизны кристаллической решетки и фрагментация на субзерна. Эта неоднородная мезоструктура работает как самоорганизующийся барьер, сглаживающий градиенты деформации и задерживающий зарождение трещин и отслаивание. Показано, что пластически деформированная зона, выявленная методом EBSD (анализ карт разориентировок GOS и плотности GND), распространяется в 3–5 раз глубже, чем чувствительный слой XRD. Подтверждено, что именно градиенты мезоструктуры, а не только микротвердость поверхности, лимитируют износостойкость. Методом CLSM показана прямая корреляция между рельефом деформации и спектром вибрационных сигналов. Выявлен критический переход трибосистемы в неустойчивое состояние, сопровождающийся закономерным нарастанием виброускорения и предшествующий катастрофическому износу.

Комплексный подход доказывает определяющую роль мезомеханизмов (эволюции GND и субзеренной фрагментации) в трибологическом поведении TWIP-сталей. Выявленный вибрационный порог создает основу для разработки протоколов мониторинга ресурса узлов трения в реальном времени, а управление приповерхностной текстурой открывает перспективы целенаправленного повышения износостойкости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Влияние температуры на параметры автоволн локализованной пластичности в сплаве Al-Mg со структурной неоднородностью

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что алюминиево-магниевые сплавы склонны к неустойчивости пластического течения в виде полос Людерса и эффекта Портевена – Ле Шателье (ПЛШ), проявляющийся в виде скачкообразного изменения напряжения при растяжении и сопровождающаяся локализацией деформации в узких полосах, распространяющихся по образцу [1]. Особый интерес в последнее время проявляется к анализу влияния различных факторов управления эффектом ПЛШ, в частности, состава сплава, исходной микроструктуры, скорости деформации или температуры, на измеряемые характеристики, такие как критическая деформация для начала нестабильности, амплитуда и частота скачков, параметры и кинематика полос деформации.

Ранее в наших работах [2] при комнатной температуре на образцах алюминиево-магниевого сплава в однородном состоянии и со сварным швом было показано, что скачки напряжения на деформационной кривой сопровождаются формированием фронтов деформации. Показано, что деформационные фронты могут двигаться дискретно или монотонно на всем этапе нагружения. Если фронт деформации движется дискретно, он представляет собой автоволну возбуждения локализованной пластичности, период рефрактерности которой равен t_a. Если $t_a >> t_w$, фронт движется монотонно и является автоволной переключения локализованной пластичности. Распространение автоволн в структурно-неоднородном материале при температурных испытаниях остается открытым.

В связи с этим целью настоящей работы является исследование кинетики локализованных фронтов пластичности в сплаве на основе алюминия со структурной неоднородностью в виде сварного шва при изменении температуры испытания.

Исследования проводились в диапазоне температур от -20 до 30°С при скорости деформирования 1 мм/мин. Методом цифровой корреляции изображений проанализированы поля локальных деформаций и кинетика распространения деформационных фронтов. Установлено, что при всех температурах на кривых деформации проявляется площадка текучести и прерывистое течение, при этом значения пределов текучести и прочности остаются неизменными. На площадке текучести от границ зоны перемешивания сварного шва монотонно распространяются фронты полос Людерса, представляющие собой автоволны переключения локализованной пластичности. При достижении напряжений, превышающих предел текучести, через образец начинают распространяться фронты локализованной деформации, являющиеся автоволнами возбуждения. Причем, повышение температуры до 30°С сдвигает критическую деформацию начала эффекта Портевена - Ле Шателье в область более высоких напряжений и сокращает продолжительность площадки текучести вдвое. При всех температурах область сварного шва с упрочненными границами способствует делокализации деформации: накопленная деформация в зоне шва почти в два раза ниже, чем в основном металле.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0006.

1. Estrin Yu., Kubin L.P. Collective dislocation behaviour in dilute alloys and the Portevin – Le Chatelier Effect // J. Mech. Behav. Metals. – 1990. – №2. – P. 255-292.
2. Деформация Людерса в сварных соединениях / В.И. Данилов, А.Н. Смирнов, В.В. Горбатенко, Д.В. Орлова, Л.В. Данилова // Изв. Вузов. Черн. Металл. – 2018. – №61(2). – С. 128-134.

О распределениях дефектов в ПК агрегатах (Cu-Fe, Ni-Ti) из зависимости предела текучести от размера зерен при дисперсионном упрочнении-разупрочнении

[1,2]Решетняк А.А., [1]Шамшутдинова В.В.

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[2]Томский государственный педагогический университет, Томск

В рамках статистического подхода в наших работах в 2016-2023 [1-3] предложено теоретическое обоснование и описана физика закона Холла-Петча (ХП) $\sigma_y(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ и аналитической связи напряжения течения $\sigma = \sigma(\varepsilon, d)$ при ИПД для поликристаллических (ПК) материалов с равновесной дефектной структурой (РДС). А именно, представлены 2 базисные функции распределения дефектов в зависимости от размеров зерен *d* для основного дислокационного ансамбля с вектором Бюргерса *b,* модулем сдвига *G,* температурой T в одномодальном ПК материале:

$$\frac{d\acute{n}}{\acute{n}} = f_N^{MB}(b, x^{-2}, T)dx = 4\pi\left(\frac{Mb}{\pi}\right)^{3/2} x^2 e^{-Mbx^2}dx, x = d^{-1/2}, M = \frac{Gb^3}{2kT}; \quad (1)$$

$$\frac{d\acute{n}}{\acute{n}} = f_N^{BE}(b, x^{-2}, T)dx = \left(\frac{3\sqrt{\pi}}{8}\zeta\left(\frac{5}{2}\right)(Mb)^{-5/2}\right)^{-1} x^4\left(e^{Mbx^2} - 1\right)^{-1}dx. \quad (2)$$

Здесь $\acute{n}$ концентрация дефектов, k – постоянная Больцмана, M– энергетический масштаб, $\zeta\left(\frac{5}{2}\right) = 1{,}34149$ – значение функции Римана $\zeta(s) = \sum_{n=1} n^{-s}$в точке $s = 5/2$.

Распределение дефектов по типу Максвелла-Больцмана (МВ) (1) и по типу Бозе-Эйнштейну (ВЕ) (2) приводят к соответствующим напряжениям течения:

$$\sigma_{MB}\sqrt{\varepsilon\frac{b}{d}}g(M)e^{\frac{-M(\varepsilon)b}{2d}}, \sigma^{BE}\sqrt{\varepsilon\frac{b}{d}}f(M)\cdot\left(e^{\frac{Mb}{d}} - 1\right)^{\frac{-1}{2}}$$

при деформации ε с вполне определенными функциями $g(M)$ и $f(M)$.

Для дисперсионно упрочненного ПК агрегата (например, Cu с частицами α-Fe с весом $0 < U_{dis} < 1$ и размерами зерен d, d_{dis}) напряжение течения (в частности, предел текучести при $\varepsilon = 0{,}002$) с учетом межзеренных границ (с нанопорами размерами $d_p \leq 2$нм)

$$\sigma_{\Sigma dis}(d, d_{dis}, d_p, \varepsilon) = (1 - U_{dis})\left\{f_1\sigma^{BE}(d) - f_2\sigma^{BE}(d)|_{d=d_p}\right\} + U_{dis}\sigma_{dis}|_{d=d_{dis}} \quad (3)$$

(аналогично для МВ) с весами$f_1 = \left(1 + \left(d_p/d\right)\right)^{-3}$, $f_2 = 1 - f_1$ - твердой фазы основного материала (Cu) и зернограничной области (нанопоры).

Для однофазной ($f_1 = 1$, $U_{dis} = 0$) одномодальной модели ПК агрегата с РДС, максимум предела текучести достигается при $d_{max}^{BE} = 0{,}6275Mb = 0{,}6275d_{max}^{MB}$ (со значениями $\sigma_{MB}(d_{max}^{MB}) < \sigma_{BE}(d_{max}^{BE})$) и уменьшается при учете межзеренных границ.

При неизменном размере дисперсионных частиц оба распределения описывают экспериментально наблюдаемый процесс упрочнения-разупрочнения (УР). Актуален вопрос: какая из функций распределения дефектов более точно описывает закон Холла-Петча (3)? Требуется экспериментальная проверка альтернатив:

гипотеза 1 (справедливость распределения дефектов по Бозе-Эйнштейну (2)) При дисперсионном упрочнении меди железом частицами $d_{Fe} = (300 \div 350)$нм точка перехода УР наблюдается только для распределения ВЕ в диапазоне $d_{Cu} = (40 \div 50)$нм при $\sigma_{\Sigma dis} = (1{,}10 \div 1{,}15)$ГПа. Разупрочнения Cu для распределения МВ не наблюдается;

гипотеза 2 (справедливость МВ распределения (1)): Точка УР для распределения (1) появляется при $d_{Fe} = (450 \div 500)$нм и σ=(0,85÷0,95) ГПа в диапазоне $d_{Cu} = (45 \div 75)$нм.

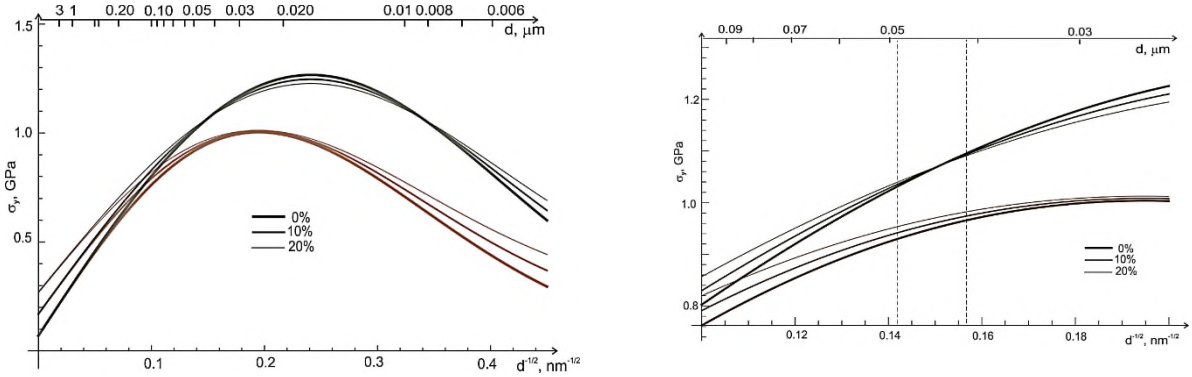


Рис. 1. Гипотеза 1. Законы Холла-Петча для Cu-Fe по распределениям BE (сверху) и MB (снизу) для U_{dis}=0;10;20%

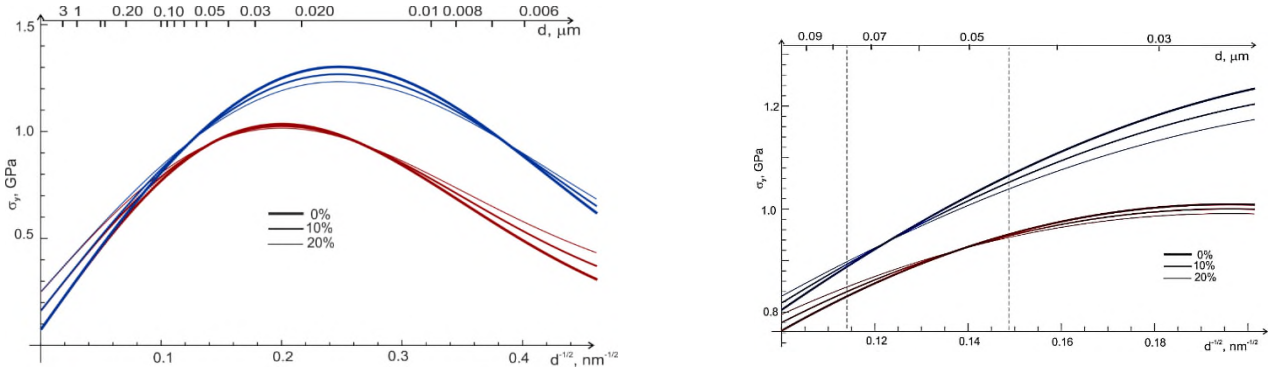


Рис. 2. Гипотеза 2. Законы Холла-Петча для Cu-Fe по распределениям BE (сверху) и MB (снизу) для U_{dis}=0;10;20%

Для ПК агрегата Ni-a-Ti:

гипотеза 1 (справедливость распределения дефектов по Бозе-Эйнштейну (2))

При дисперсионном упрочнении Ni частицами a-Ti с $d_{Ti} = (150 \div 200)$нм точка перехода УР наблюдается только для распределения BE в диапазоне $d = (60 \div 80)$нм при $\sigma_{\Sigma dis} = (0{,}9 \div 1{,}0)$ГПа. Разупрочнения Ni для распределения MB не наблюдается;

гипотеза 2 (справедливость MB распределения): Точка УР для распределения (1) появляется при $d_{Ti} = (190 \div 210)$нм и σ =0,8÷0,9) ГПа в диапазоне $d = (50 \div 75)$нм.

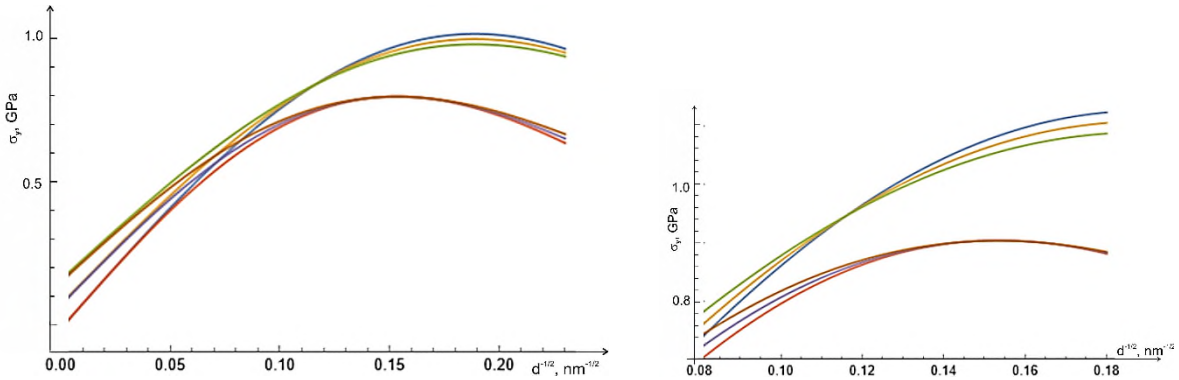


Рис. 3. Гипотеза 1. Законы Холла-Петча для Ni-Ti по распределениям BE для U_{dis}=0;10;20%

1. Reshetnyak A. Statistical approach to flow stress and Hall-Petch law // arXiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci] -2018.
2. Cevizovic D., Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P. Towards a theory of flow stress in multimodal PC aggregates. Effects of dispersion hardening // AIP Conf. Proc. – 2019. – Vol. 2167. – P.020047.– DOI:10.1063/1.5131914.
3. Reshetnyak A.A., Shilko E.V., Sharkeev Yu.P. On a joint quantized and mechanical description for the Chernov-Lüders macroband // AIP Conf. Proc. – 2019. – Vol. 2167. – P.020092.– DOI:10.1063/1.5132159.
4. Reshetnyak A.A., Shamshutdinova V.V. Towards the Distribution of a Class of PC Materials with an Equilibrium Defects by Grain Diameters // AIP Conf. Proc. – 2023. – Vol. 2899. – P.020122. – DOI:10.1063/5.0162982.

Особенности поверхностных слоев стали Гадфильда, изнашиваемых в условиях сухого трения с проскальзыванием

[1]Станкевич С.В, [2]Котов Д.И.

[1]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

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

Высокая стойкость в условиях абразивного изнашивания является основным фактором, который объясняет широкое применение стали Гадфильда. Как отечественными, так и зарубежными специалистами во множестве работ представлен анализ поведения стали 110Г13Л при эксплуатации в присутствии абразива [1, 2]. Показано, что измельчение зёренной структуры и деформационно-индуцированные фазовые превращения γ→ε→α′ могут сопровождать эксплуатацию высокомарганцевых сталей в условиях сухого трения скольжения. Такой эффект способствует повышению твердости в деформированном слое до 576 *HV*, что превышает исходную твердость стали Гадфильда в три раза [3]. Однако, в литературе анализу схемы изнашивания, совмещающей в себе трение качения и скольжения, то есть трение качения с проскальзыванием, внимание уделялось гораздо в меньшей степени, чем абразивному изнашиванию.

Цель данной работы заключается в изучении механизма деградации поверхностных слоев образцов из стали Гадфильда при ударном воздействии цилиндрического ролика, скользящего и катящегося по поверхности трения.

Для проведения триботехнических исследований использовали два типа стальных образцов со структурой аустенита. В данной работе они именовались крупно- и мелкозернистыми. Размер аустенитных зерен в образце с крупнозернистой структурой составлял 1,6 мм. В Образце с мелкозеренной структурой - 90 мкм.

Триботехнические исследования материалов проводили на оригинальной установке, общий вид и основные элементы которой представлены на рис. 1.

Изнашивание образцов осуществлялось в отсутствии смазки двумя контртелами. При вращении рычага со скоростью 1000 оборотов в минуту стальные цилиндры под действием центробежной силы смещаются в осевом направлении и при встрече с образцами оказывают на них динамическое воздействие. При взаимодействии с образцами не зафиксированные стальные цилиндры имеют возможность проворачиваться относительно своих осей. Окружная скорость перемещения ролика относительно изнашиваемой поверхности составляла 13 м/с. К поверхности образца ролики прижимались с силой 274 Н.

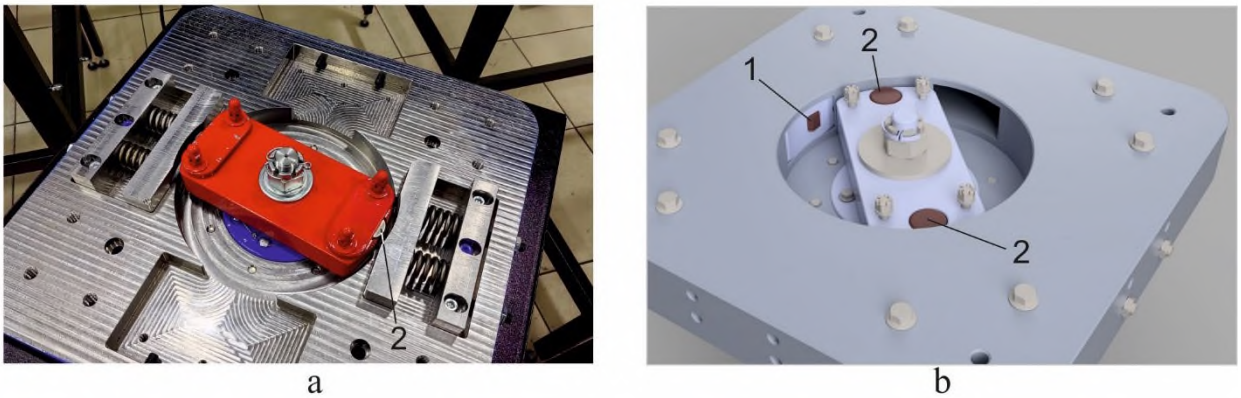


Рис. 1. Установка для проведения триботехнических испытаний:
общий вид (а), 3D-модель установки (б): 1 – исследуемый образец, 2 – контртело (стальной цилиндр)

Результаты изнашивания двух типов образцов представлены на рис. 2. Более высокая скорость изнашивания зафиксирована при исследовании образцов с крупнозернистым строением. Полученные результаты позволяют сделать вывод о благоприятном влиянии границ зерен аустенитной структуры на стойкость стали Гадфильда.

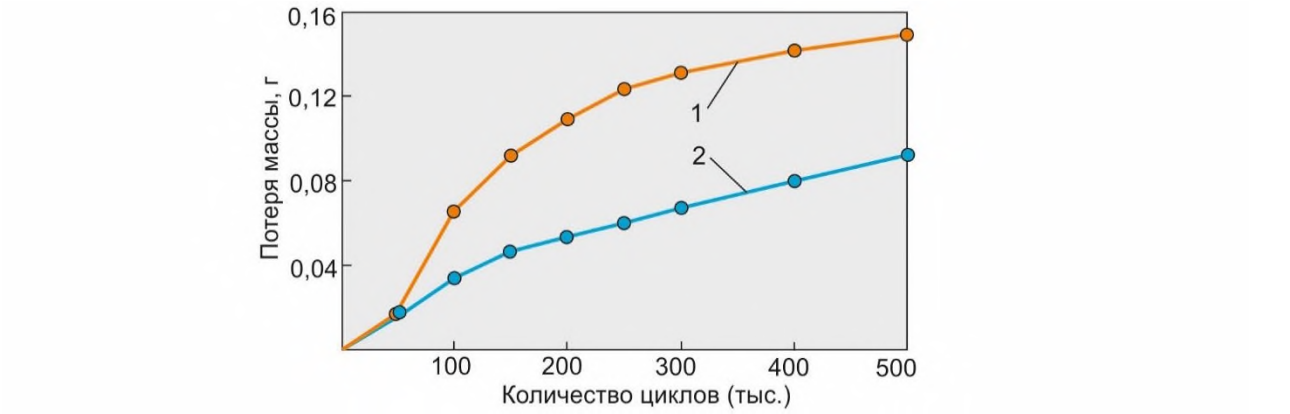


Рис. 2. Результаты изнашивания образцов из стали Гадфильда с крупным (1) и мелким (2) зерном аустенита

Заключение

1. Схема триботехнических испытаний, основанная на динамическом взаимодействии стального цилиндра и исследуемого образца, эффективна при изучении механизма изнашивания материала в условиях трения качения с проскальзыванием.
2. Сталь с мелкозеренной структурой аустенита показала значительно меньший износ, чем сталь с крупным аустенитным зерном.

Работа выполнена при поддержке проекта FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов".

1. Bayer R. G. Mechanical Wear Fundamentals and Testing. Revised and Expanded ed. Boca Raton – CRC Press, 2004. – 395 pp.
2. Филиппов М.А., Макаров А.В., Шешуков О.Ю. Износ и выбор износостойких материалов : монография. – М. : Инфра-Инженерия, 2025. – 316 с.
3. Buckley D. H. Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication. – Amsterdam: Elsevier, 1981. – 631 pp.

Возможность повышения вязкости углеродистой стали путем интенсивной теплой пластической деформации с применением мягкой схемы нагружения

Сухова М.Р., Каманцев И.С., Буров С.В., Швейкин В.П.
Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург

Для разработки новых или развития существующих методов поверхностной пластической обработки, которые сочетаются со значительным формоизменением обрабатываемой заготовки, необходимо повышение конструкционной прочности и твердости рабочего инструмента. Перспективным материалом для изготовления подобного инструмента являются инструментальные заэвтектоидные стали. В тоже время эффективное использование заэвтектоидной инструментальной стали может быть ограничено её повышенной хрупкостью из-за образования карбидных выделений по границам зёрен при охлаждении. В качестве одного из методов устранения этого недостатка применяется деформационная обработка, направленная на фрагментацию хрупких структурных составляющих [1-2].

Целью работы является реализация технологического решения по разрушению хрупкой карбидной сетки в заэвтектоидной стали У12А с химическим составом, представленном в таблице 1, посредством деформационно-термической обработки.

Таблица 1. Массовая доля элементов, % [3]

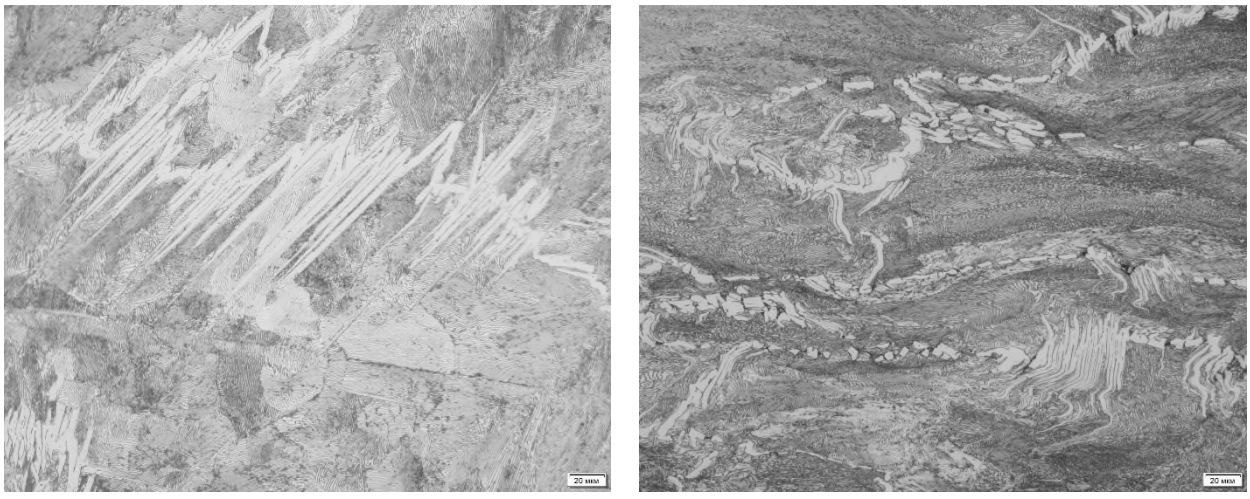
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
1,10-1,29	0,17-0,33	0,17-0,28	≤0,018	≤0,025	0,20-0,40	≤0,25	≤0,25

Деформационно-термическая обработка была произведена по следующим режимам, приведенным в таблице 2.

Таблица 2. Режимы прокатки и термической обработки

Режим 1	Нагрев стали в состоянии поставки до 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, прокатка (относительное обжатие более 70%), цементация в контейнере с твердым карбюризатором при 1100 °С, в течение 10 ч, охлаждение вместе с печью.
Режим 2	Режим 1 + Размещение образца в композитную оболочку, нагрев до 600 °С, выдержка в течение 1 ч, прокатка (относительное обжатие более 60%)

На рисунке 1 приведена микроструктура стали после деформационно-термических обработок, проведенных по режиму 1 (рис. 1а) и режиму 2 (рис. 1б).



а б

Рис. 1. Микроструктура стали У12А после режима 1 (а) и режима 2 (б)

После цементации в структуре наблюдаются зерна пластинчатого перлита, на границах которых выделилась цементитная сетка, в отдельных зонах образца – в виде видманштеттовой

структуры. После цементации и теплой прокатки в композитной оболочке в структуре стали видны вытянутые вдоль направления прокатки зерна перлита, а также деформированные иглы видманштеттова цементита, оставшаяся часть цементитной сетки вследствие пластической деформации оказалась раздроблена.

После режима 1 твердость стали У12А составляет 212 ± 15 НВ. Последующая деформационная обработка по режиму 2 повысила твердость стали до 294 ± 16 НВ. Испытания на ударный изгиб показали следующие результаты: после цементации (режим 1) значение KCU составляет 1,7 Дж/см^2, после последующей прокатки в композитной оболочке, значение KCU возрастает до 4,5 Дж/см^2.

Таким образом, экспериментально продемонстрирована возможность деформационного дробления цементитной сетки в инструментальной стали У12А. Предложенный способ деформации в композитной оболочке позволяет пластически деформировать листовые заготовки высокоуглеродистой стали, подвергнутых предварительной цементации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН. При исследованиях использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».

1. Бернштейн М.Л., Рахштадт В.А. Металловедение и термическая обработка стали. Т. 2. Основы термической обработки. – М.: Металлургия, 1983. – 367 с.
2. The effect of network cementite dissolution on the nucleation and growth of prior austenite grains in high carbon low alloy steels / D. Li, X. Zhao, H. Zhang, J. Li, H. Han // J. Mater. Res. Technol. – 2024. – Vol. 30. – P. 565–579. – DOI:10.1016/j.jmrt.2024.03.046.
3. ГОСТ 1435-99. Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали. Общие технические условия. – Введ. 2001-09-01. – 41 с.

Акустопластический эффект в металлах: физика и механизм явления

Хон Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Квазистатическая пластическая деформация металлов при дополнительном внешнем воздействии на деформируемый образец сопровождается появлением на кривых течения участков с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения. Показательным примером такого воздействия является осциллирующая деформация звуковой либо ультразвуковой частоты. Это явление, обнаруженное в 1955 году, получило название акустопластического эффекта (АПЭ). Обнаружена низкая чувствительность акустопластической деформации к температуре и скорости квазистатической деформации. В экспериментальном плане основные закономерности АПЭ к настоящему времени достаточно полно изучены для различного класса материалов (металлы с различной кристаллической структурой, сплавы, сплавы с памятью формы и пр.) АПЭ нашел широкое применение в процессах обработки металлов. Вместе с тем механизм АПЭ до сих пор остается не ясным. Наибольшее распространение получили модели АПЭ и их применение, основанные на механизме суперпозиции напряжений. В этих моделях рассматривается механизм термически активируемого движения дислокаций. Но эти модели не проясняют физику протекающих при озвучивании явлений.

В докладе рассмотрен механизм падения деформирующего напряжения при квазистатической деформации с дополнительной периодически меняющейся нагрузкой. Этот механизм действует при всех температурах, как при дислокационном механизме пластической деформации, так и при деформации фазовым превращением. На основе анализа уравнений неадиабатической молекулярной динамики показано, что в открытой системе ядер и электронов имеется механизм образования двойного кинка на линии дислокации или фазового превращения, не связанный с термическими флуктуациями. Этот механизм имеет квантовое происхождение, является атермическим и определяется неадиабатическими переходами атомов Ландау-Зинера. Вероятность атермических смещений атомов при таких переходах возрастает с увеличением скорости смещений атомов при дополнительном периодическом воздействии. Показано, что неадиабатические переходы атомов Ландау-Зинера при таком воздействии приводят к увеличению скорости пластической деформации и скачку деформирующего напряжения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0006.

Моделирование формирования и эволюции деформационных субструктур ГЦК-металлов

Черепанов Д.Н.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Субструктуры деформации, наблюдаемые в пластически деформируемых ГЦК-металлах, определяют их эксплуатационные и технологические свойства. Они хорошо изучены в процессе их теоретического и экспериментального исследования. Полученные данные позволяют воспроизводить результаты экспериментов и делать предположения о характеристиках внутренней структуры при небольших отклонениях от условий ранее проведённых опытов. Однако направленный поиск необходимых деформационных воздействий, приводящих к желаемым особенностям субструктур, нецелесообразно проводить исключительно экспериментальными методами, поскольку практически невозможно экспериментировать со всевозможными комбинациями деформационных воздействий и состава материала. Поэтому, несмотря на трудности с определением параметров математических моделей, математическое моделирование является предпочтительным методом исследования эволюции субструктур, проверки гипотез о механизмах их формирования и методом планирования экспериментов, выявляющих особенности поведения пластически деформируемых материалов.

В частности, образованием точечных дефектов можно объяснить такие процессы как, аккомодация напряжений от дислокационных скоплений, образующихся на границах зон сдвига при активации дислокационных источников, и релаксация напряжений вследствие аннигиляции краевых дислокационных сегментов. Однако сами процессы образования точечных дефектов и эволюции дислокационной структуры под действием потоков точечных дефектов экспериментально не наблюдаемы. Аналогично, формирование границ разориентации и динамическая рекристаллизация, также невозможно наблюдать экспериментально, но теоретические построения с использованием предположений об этих процессах являются определяющими для исследования разориентированных субструктур.

Экспериментальные данные по характеристикам дефектов кристаллического строения и субструктур деформации, позволяют хорошо верифицировать детально разработанные математические модели пластической деформации, упрочнения и релаксации. Поэтому такие модели, могут служить инструментом как планирования экспериментов, так и направленного поиска с целью создания новых металлических материалов.

Математическая модель пластической деформации и упрочнения чистых ГЦК- металлов с высокой энергией дефекта упаковки (ЭДУ), предложенная в работах [1 – 5] в рамках концепции упрочнения и отдыха является основой для дальнейших исследований с целью создания аналогичных моделей для ГЦК-сплавов с низкой ЭДУ. Уравнения модели получены с использованием всех достижений теоретических исследований относительно образования дефектов кристаллического строения, их взаимодействия и самоорганизации в деформационные субструктуры. Динамика изменения рассчитанных числовых характеристик дефектов с увеличением степени деформации качественно и, до некоторой степени, количественно воспроизводит известные экспериментальные данные, полученные многими исследователями для характеристик дефектов и субструктур. Фрагментация монокристалла и формирование зёрен рассматриваются как процессы постепенного заполнения всего объёма деформируемого материала малоугловыми, а затем и большеугловыми границами разориентации, с ростом плотности соответствующих границ [5].

Плотность сдвигообразующих дислокаций, располагающихся на границах зон сдвига позволяет характеризовать дислокационные скопления. Дислокации в дислокационных обрывках, образующихся при огибании барьеров с размерами значительно меньшими, чем свободные сегменты дислокационных петель, таких как короткие дислокационные соединения, совместно с дислокациями в дипольных конфигурациях, на начальной стадии деформирования могут интерпретироваться как элементы клубковой субструктуры. По мере

увеличения плотности дислокаций в динамических дипольных конфигурациях из них формируются границы неразориентированных ячеек. Неразориентированная ячеистая субструктура с почти постоянной плотностью дислокаций в границах ячеек становится всё менее заметной на фоне повышения плотности малоугловых границ разориентации, формирующихся перестроением дислокационных скоплений под воздействием потоков точечных дефектов. Малоугловые дислокационные стенки на начальных стадиях деформирования, однако их плотность становится заметной позднее, когда они, заполняя объём материала формируют границы фрагментов. Если аннигиляция винтовых сегментов затруднена, то при пересечении винтовых скоплений некомпланарных систем скольжения образуются сетки, которые могут интерпретироваться как элементы сетчатой субструктры.

Формирование границ зёрен, представляемых плотностью большеугловых границ разориентировки, происходит либо вследствие трансформации скоплений малоугловых границ, что характерно для металлов с высокой ЭДУ, либо вследствие формирования границ кручения из сеток в металлах с низкой ЭДУ. Процесс формирования зёрен представляется как постепенное заполнение объёма материала вышеуказанными границами разориентации.

Для расчётов используются данные для наиболее изученных экспериментально ГЦК-монокристаллов чистых металлов и твёрдых растворов с максимально симметричной ориентацией. Деформация чистых монокристаллов начинается со второй стадии деформирования. На кривых упрочнения монокристаллов твёрдых растворов наблюдаются особенности, которые до сих пор плохо объясняются имеющимися теоретическими построениями. Для верификации модели используются не только экспериментальные данные для указанных монокристаллов, но и данные для поликристаллов с крупным зерном со схожими кривыми деформации.

Интерпретация результатов моделирования проводится с уклоном в изучение влияния точечных дефектов на процессы формирования и эволюции деформационных субструктур, каждая из которых формируется в определённое время, достигает вершины своей эволюции, фиксируется экспериментально, а затем становится малозаметной на фоне следующей формирующейся субструктуры. Основным механизмом генерации точечных дефектов является волочение элементарных порогов винтовыми сегментами дислокационных петель. На интенсивность генерации влияет как доля площади, заметаемой винтовыми сегментами, которая может изменяться в пределах одного порядка, так и средняя концентрация порогов, которая существенно зависит от свойств материала и стадии деформирования.

Делается вывод о том, что точечные дефекты так или иначе оказывают решающее или опосредованное влияние на формирование и эволюцию деформационных субструктур.

Исследования по выявлению механизмов формирования и эволюции деформационных субструктур являются актуальными, а предложенная математическая модель позволяет исследовать влияние свойств материала на формирование субструктур деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2026-0003).

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. – Т. 58, № 4. – С. 16-23.
4. Моделирование субструктур, формирующихся при умеренных и мегапластических деформациях в ГЦК-монокристаллах / Д.Н. Черепанов, И.Г. Вовнова, Ю.В. Соловьёва, В.А. Старенченко // Известия вузов. Физика. – 2023. – Т. 66, № 8 (789). – С. 31-40.
5. Черепанов Д.Н., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А. Механизмы формирования и накопления разориентаций в деформируемых металлах и сплавах // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2024. – № 1. – С. 90–101.

Особенности приповерхностного окисления сплава V-Cr-W-Zr

Штак А.В., Ишков А., Смирнов И.В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Одним из способов управления механическими свойствами сплавов на основе тугоплавких металлов является контролируемое создание пленок, покрытий и приповерхностных слоев. Возможность модификации приповерхностных слоев при окислении посредством диффузионного легирования обусловлена высоким сродством тугоплавких металлов к кислороду [1]. При этом комплекс прочностных свойств материалов во многом определяется толщиной и микроструктурой модифицированного слоя. Кроме того, подобные поверхностные обработки могут быть реализованы с целью защиты и повышения устойчивости поверхности материалов к агрессивным условиям эксплуатации (коррозия, износ, высокие температуры и т.д.).

Целью данной работы является выявление особенностей формирования приповерхностного слоя в ванадиевом сплаве системы V-Cr-W-Zr в зависимости от условий низкотемпературного диффузионного легирования кислородом. Методами растровой и просвечивающей микроскопии изучены особенности модификации структурно-фазового состояния. Изменения параметров кристаллических решеток определены на основе данных рентгеноструктурного анализа. Профиль распределения кислорода по глубине образцов и связанные с этим эффекты упрочнения оценивали на основе значений микротвердости на разных расстояниях от поверхности окисления.

В случае окисления при температуре 620 °C продолжительностью 10 мин микротвердость приповерхностного (до 5 мкм от поверхности окисления) слоя составляют ≈ 5 ГПа, что в три раза превышает исходное значение микротвердости данного сплава. При увеличении продолжительности окисления при этой температуре до 60 мин и 360 мин микротвердость вблизи поверхности возрастает, соответственно, до ≈ 6.5 ГПа. Установлено, что глубина проникновения кислорода при температуре окисления 620 °C в зависимости от продолжительности отжига (10, 60 и 360 мин) составляет, соответственно, 20 мкм, 50 мкм и 100 мкм.

Увеличение температуры окисления до 750 °C приводит к ускорению процессов формирования модифицированного слоя. Уже после 10 и 60 мин окисления толщина модифицированного слоя составляет, соответственно, 40 и 100 мкм, а микротвердость вблизи поверхности превышает 6.5 ГПа.

Уставлено, что на фоне неизменных параметров зеренной и гетерофазной структуры приповерхностного слоя после окисления значительно (до ≈ 1.3 %) увеличиваются межплоскостные расстояния кристаллической решетки ванадиевой матрицы. При этом частиц оксидов не обнаружено. Таким образом, упрочнение окисленного слоя обусловлено только реализацией твердорастворного упрочнения кислородом.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01639, https://rscf.ru/project/25-29-01639/.

1. Газы и углерод в металлах / Е. Фромм, Е. Герхард. – М.: Металлургия, 1980. – 712 с.

Improvement of the tribological characteristics of the 3D- printed Ti-3Al-5Mo-4.5V alloy during ultrasonic impact electrospark and electron beam treatments

Perevalova O.B., Panin A.V., Kazachenok M.S., Lobova T.A., Martynov S.A.
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk

The microstructure and phase composition of the additive-printed Ti-3Al-5Mo-4.5V alloy surface layers after the ultrasonic impact electrospark treatment (UIET) followed by the electron beam treatment by the WC+Co hard alloy striker were investigated using the X-ray diffraction analysis, optical, transmission and scanning microscopy with the energy dispersion analysis of the local elemental composition.

It was found that a t the first stage of the UIET process the surface layer is melted and alloyed with tungsten and carbon to a depth of 60 μm. With a subsequent cooling the elastic tension macro-stress occurs in the sample. After the UIET the basic and prismatic textures appear in the α/α′ phase grain structure of the coating and the β, α″ phases and the γ-WC_{1-x} tungsten carbide volume fractions increase up to 29, 6 and 20%, respectively.

The second stage of the treatment, consisting of the electron beam treatment leads to a decrease in the elastic tension macro-stresses and the formation of insignificant (< 0.1 GPa) elastic compression macro-stresses, a decrease in the α′ phase and the γ-WC_{1-x} tungsten carbide volume fractions, an increase the β phase volume fraction (δ) in up to 34% (Table) and formation of the β+W_2C+TiC+α/α′ multiphase structure in the coating (Fig.1). The treatment with the UIET and the UIET followed by the electron beam treatment leads to an increase in the microhardness up to 10 GPa in the surface layer at a depth of 10 μm and a decrease in the friction coefficient from 0.55 in the base alloy to 0.3 in the coating.

Table 1. Crystal lattice parameters of the α/α′-phase (*a* and *c*) and their ratio (c/a), the lattice parameters (*a*) of the β, γ-WC_{1-x}/TiC phases, the second phase volume fractions (δ) and the FWHM of the 011β phase peak of the 3D-printed sample in the as-built state and after the UIET followed by electron beam treatment (the UIET+e)

State	α/α′-phase lattice parameters, nm		*c/a*	β-phase			γ-WC_{1-x}/TiC		δ (α″), %
	a	*c*		*a*, nm	δ,%	$FWHM_{011}$,deg	*a*, nm	δ,%	
As-built	0.2941	0.4669	1.59	0.3229	20	0.612	-	0	<3
UIET	0.2922	0.4698	1.61	0.3176	29	0.775	0.4204	20	6
UIET+e	0.2929	0.4721	1.61	0.3187	34	0.489	0.4179	6	<3

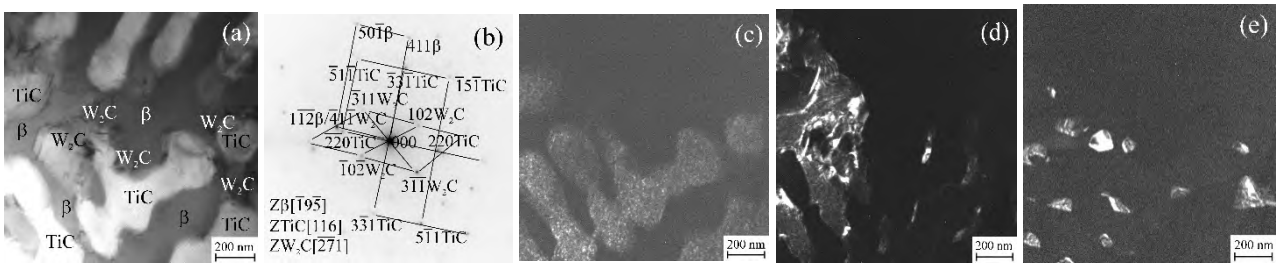


Fig. 1. TEM images of the 3D-printed simple microstructure after the UIET followed by the electron beam treatment: (a) bright field, (b) SAED pattern, dark fields in the (c) $\bar{2}\ \bar{2}0$ reflex of the zone axis [$\bar{1}16$] of TiC, (d) in the combined reflexes $1\ \bar{1}\ \bar{2}$ of the zone axis [$\bar{1}9\ \bar{5}$] of the β-phase and $\bar{4}1\ \bar{1}$ of the zone axis [$\bar{2}\ \bar{7}1$] of W_2C, (e) $\bar{1}0\ \bar{2}$ reflexes of the zone axis [$\bar{2}\ \bar{7}1$] of W_2C

The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (grant number 24-19-00604).

Секция 3. Моделирование поведения материалов на различных масштабах и компьютерный дизайн

Деформационный отклик метаматериала с непериодической структурой

Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю., Исмаилова Ч.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метаматериалы представляют собой искусственно созданные материалы и состоят из периодически или непериодически расположенных элементарных ячеек [1]. Отдельный класс метаматериалов – механические метаматериалы. При тщательном и разумном проектировании они могут проявлять особые целенаправленные свойства и функции, такие как появление дополнительной степени свободы [2] или отрицательный коэффициент Пуассона (ауксетики) [3]. Тетрахиральные структуры проявляют ауксетические свойства, за счет эффекта «нагружение–скручивание». Из типичных хиральных решеточных структур для настоящей работы выбрана тетрахиральная структура.

В данной работе исследовался метаматериал, построенный из элементарных ячеек с тетрахиральной структурой граней. С использованием программного комплекса Ansys WB методом конечных элементов были проведены расчеты одноосного сжатия кубических образцов. Для описания поведения базового материала (каркаса) использовалась система уравнений теории упругости с учетом больших перемещений. В данном исследовании рассматривается метод соединения ячеек «внахлест»в отличие от обычно применяемого метода «присоединение» [2]. Были рассмотрены образцы с разной конфигурацией внутренних стенок, под которой понимается направление вращения хиральных структур в них. Направление вращения может изменяться посредством топологических преобразований. В работе рассмотрены различные конфигурации метаматериала за счет топологических преобразований в их структуре. Общее число преобразований равно 32767, в данной работе рассмотрены 63 из них. При одноосном нагружении вдоль оси *Y* образец деформируется с вращением тетрахиральных структур.

В образцах из метаматериала, в процессе их одноосного нагружения, усилие от верхней грани передается на перпендикулярные стенки, в которых хиральные структуры начинают вращаться. Совокупное вращение хиральных структур в стенках приводит к скручиванию образца. В исходном образце скручивание направлено против часовой стрелки и приводит к отклонению вершин верхней грани: $\Delta x_{max} = 5{,}34$ мм, $\Delta x_{min} = -6{,}96$ мм, $\Delta z_{max} = 7{,}16$ мм, $\Delta z_{min} = -5{,}27$ мм. Значения не симметричны из-за нечетного количества стенок в метаматериале. Стенки вдоль осей *X*, *Y* и *Z* имели следующие направления хиральности влево, влево, влево, вправо, вправо, если смотреть из бесконечности в начало координат.

Нарушение симметрии также влияет на поперечное сечение. В процессе сжатия в плоскости *XY* (вдоль оси *X*) наблюдалось расширение, а в плоскости *ZY* (вдоль оси *Z*) — сужение Подобное поведение невозможно объяснить классическим механизмом сжатия и, с высокой вероятностью, связано с локальной потерей устойчивости и скручивающим механизмом.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01182, https://rscf.ru/project/25-29-01182/.

1. Bao L., Cui T.J. Tunable, reconfigurable, and programmable metamaterials // Microw. Opt. Technol. Lett. – 2020. – Vol. 62, No. 1. – P. 9–32. – DOI: 10.1002/mop.32164.
2. Topological changes in the tetrachiral metamaterial's structure and their impact on its effective properties / L.R. Akhmetshin, E.A. Kazantseva, K.V. Iokhim, I.Yu. Smolin // Nano Sci. Technol. Int. J. – 2026. – Vol. 17. – Is. 2. – P. 25-42. – DOI: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2025056969.
3. A novel 3D anti-tetrachiral structure with negative Poisson’s ratio / Y.L. Wei, Q.S. Yang, X. Liu, R. Tao / Smart Mater. Struct. – 2020. – Vol. 29, No. 8. – P. 085003. – DOI: 10.1088/1361-665X/ab8c54.

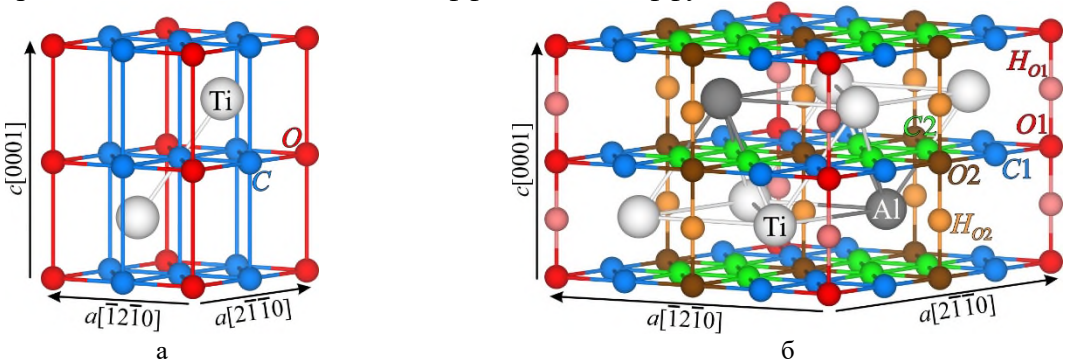
Влияние Al на диффузию примесей металлов и неметаллов в α_2-Ti_3Al

[1]Бакулин А.В., [1,2]Горев Н.Д., [1,2]Кулькова С.Е.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Примеси и легирующие добавки определяют многие свойства материалов (прочность, пластичность, коррозионная стойкость и др.), а также процессы, протекающие в них при эксплуатации и производстве (фазовые превращения, выделение преципитатов, охрупчивание, скольжение дислокаций и прочее). Хотя титан считается одним из лучших конструкционных материалов благодаря высокой удельной прочности, его использование ограничено из-за высокой цены, которая в основном является результатом высокой реакционной способности титана с кислородом. Алюминиды титана демонстрирую многие свойства, характерные для титана, при этом обладая более высокой температурой плавления и большим сопротивлением ползучести при высоких температурах. В частности, сплав α_2-Ti_3Al имеет модуль упругости и сопротивление разрушению при напряжении, сопоставимые с соответствующими для никелевых суперсплавов; однако полное отсутствие пластичности при комнатной температуре является основной проблемой в технологическом применении.

Атомная диффузия связана со многими процессами в материалах и определяет ряд их механических свойств [1]. Знание коэффициентов диффузии и ее анизотропии важно для понимания процессов окисления и гидрирования, прогнозирования термической стабильности защитных покрытий, сопротивления ползучести и других характеристик. Известно, что некоторые 3*d*-металлы, такие как Fe, Co, Ni, демонстрируют в α-Ti и α_2-Ti_3Al аномально высокую скорость диффузии с коэффициентом диффузии на ~4–5 порядков выше, чем коэффициент самодиффузии. Кроме того, анизотропия диффузии носит обратный характер ($D_c/D_a > 1$) относительно самодиффузии. Согласно экспериментальным данным (см. [2, 3] и ссылки в них) в α-Ti металлы IIIA группы (Al, Ga, In), а также некоторые переходные металлы (Zr, Hf, Au) относятся к нормальным диффузерам, и их коэффициент диффузии совпадает по порядку величины или на 1–2 порядка меньше, чем коэффициент самодиффузии, при этом $D_c/D_a < 1$. Последнее является указанием на вакансионный механизм диффузии. В настоящей работе методом проекционных присоединенных волн в комбинации с теорией переходного состояния проведено сравнительное изучение диффузии нескольких металлических и неметаллических элементов в α-Ti и α_2-Ti_3Al.

Энергии образование дефектов внедрения и замещения, а также барьеров миграции в α-Ti и α_2-Ti_3Al рассчитывались с использованием суперъячеек 4×4×3 и 2×2×3, содержащих 96 атомов. Интегрирование по зоне Бриллюэна проводилось по Г-центрированной сетке *k*-точек 3×3×3. Коэффициенты диффузии примесей в рамках вакансионного механизма рассчитывались в рамках восьмичастотной модели [4] в α-Ti и метода Лэндмана [5] в α_2-Ti_3Al, тогда как для междоузельного механизма использовался метод Лэндмана [5] в первом случае и статистический подход [6] из-за большого числа позиций внедрения в сплаве. На рис. 1 приведены пути миграции для междоузельного механизма в обоих исследуемых материалах: показаны только стабильные позиций внедрения и пути с переходными состояниями первого рода, которые дают основной вклад в коэффициенты диффузии.



а б

Рис. 1. Сетка междоузельной диффузии в α-Ti (а) и α_2-Ti_3Al (б)

Расчеты показали, что энергия образования (E^f) дефектов внедрения в сплаве на ~0,7–1,0 эВ выше, чем в α-Ti, при одинаковом локальном окружении примесного атома (позиции 1), тогда как появление Al в первых соседях примесного атома (позиции 2) приводит к дополнительному повышению энергии образования на 0,06–0,56 эВ в случае Fe, Co и Ga, что обусловлено механическим вкладом в E^f. Алюминий повышает ковалентность межатомных связей в сплаве по сравнению с чистым титаном, что, в свою очередь, ведет к увеличению модуля упругости сплава и, как следствие, отражается на энергетике образования дефектов внедрения. Замещение Ti в сплаве атомом переходного металла также требует большей энергии, чем в α-Ti, но разница составляет лишь 0,1–0,3 эВ, тогда как замещение металлами IIIA группы (Al, Ga, In) сопровождается выделением энергии, которая больше в α-Ti вследствие образования локального интерметаллида. Такие особенности в энергетике дефектообразования в α-Ti и α_2-Ti_3Al приводят к более высоким значениям барьеров миграции в рамках междоузельного механизма в сплаве и вакансионного механизма в α-Ti. В последнем случае разница в энергиях не превышает 0,2 эВ. Все выше перечисленное способствует повышению энергии активации диффузии в α_2-Ti_3Al, что выражается в большем наклоне кривых для поликристаллических коэффициентов диффузии (рис. 2).

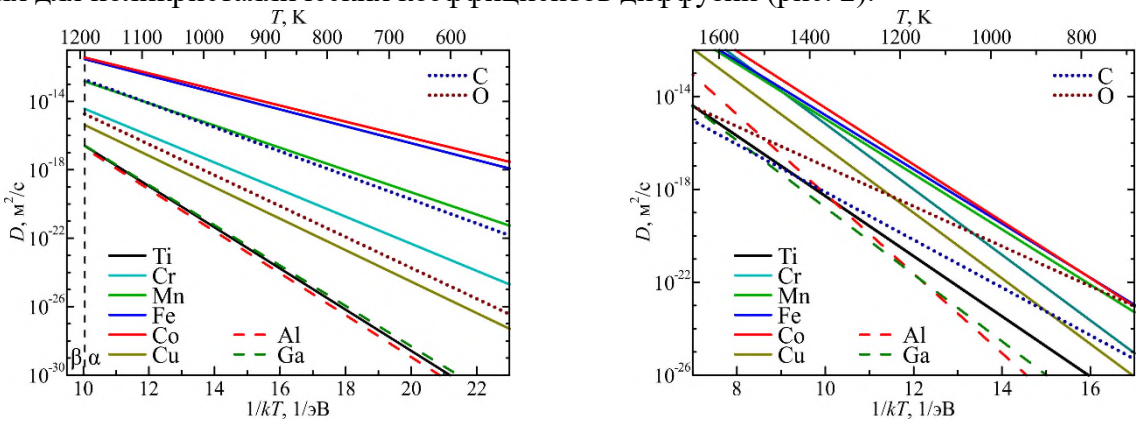


Рис. 2. Поликристаллические коэффициенты диффузии в α-Ti (а) и α_2-Ti_3Al (б), рассчитанные в рамках междоузельного (Cr, Mn, Fe, Co, Cu, C, O) и вакансионного механизмов (Ti, Al, Ga, In)

Из рис. 2 видно, что аномально быстрая диффузия переходных металлов (Cr, Mn, Fe, Co, Cu) обусловлена именно междоузельным механизмом, причем Co диффундирует быстрее Fe в α-Ti, что согласуется с экспериментом, тогда как в сплаве это наблюдается при температуре выше ~900 К. Поскольку оба материала имеют подобную структуру, то различия в диффузионном поведении примесей внедрения и замещения определяются в основном особенностями межатомного взаимодействия: бóльшая ковалентность связей в сплаве приводит к более медленной диффузии.

Работа выполнена частично при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-23-00097), а также в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0008. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Mehrer H. Diffusion in Solids: Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes. – Berlin: Springer, 2007.
2. Mishin Y., Herzig C. Diffusion in the Ti–Al system // Acta Mater. – 2000. – Vol. 48, № 3. – P. 589–623. – DOI:10.1016/S1359-6454(99)00400-0.
3. Oxygen diffusion in Ti_3Al single crystals / Y. Koizumi , M. Kishimoto, Y. Minamino, H. Nakajima // Philos. Mag. – 2008. – Vol. 88, № 24. – P. 2991–3010. – DOI:10.1080/14786430802419135.
4. Ghate P. B. Screened interaction model for impurity diffusion in zinc // Phys. Rev. – 1964. – Vol. 133, № 4A. – P. A1167–A1175. – DOI:10.1103/PhysRev.133.A1167.
5. Landman U., Shlesinger M.F. Stochastic theory of multistate diffusion in perfect and defective systems. I. Mathematical formalism // Phys. Rev. B. – 1979. – Vol. 19, № 12. – P. 6207–6219. – DOI:10.1103/PhysRevB.19.6207.
6. Bertin Y.A., Parisot J., Gacougnolle J.L. Modèle atomique de diffusion de l'oxygène dans le titane α // J. Less-Common Met. – 1980. – Vol. 69, № 1. – P. 121–138. – DOI:10.1016/0022-5088(80)90049-1.

Многоуровневое моделирование возврата для анализа эффективных свойств коалесценции и миграции субграниц

Балдин М.Н., Кондратьев Н.С.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Промышленное производство изделий и конструкций из металлов и сплавов часто осуществляется с применением многостадийных технологических процессов. В большинстве случаев термомеханическая обработка заготовок из конструкционных сплавов реализуется с применением методов обработки давлением в широком диапазоне температур. Одним из ключевых этапов технологической цепочки является финишный процесс отжига. При отжиге материал нагревается до температур порядка 0.4-0.6 от гомологической, выдерживается в течение определенного времени с последующим медленным охлаждением. Результатом этого процесса является релаксация остаточных напряжений, увеличение среднего размера зерен и субзерен, уменьшение плотности дефектов (в первую очередь дислокаций), что определяет механические и эксплуатационные характеристики конечного изделия [1].

Основными физическими процессами перестроения микроструктуры при отжиге деформированных металлов и сплавов являются возврат и рекристаллизация. В процессе возврата происходит уменьшение плотности дефектов и их перестроение с образованием и эволюцией низкоэнергетической субзеренной структуры, в результате свойства материала частично восстанавливаются.

Дальнейшее изменение материальной структуры (при соответствующих условиях температуры и предварительной деформации) реализуется за счет рекристаллизации, в ходе которой происходит образование новых малодефектных зерен, которые далее растут и поглощают старые дефектные зерна, в результате чего формируется новая зеренная структура с низкой плотностью дефектов. Движущей силой этих процессов является уменьшение накопленной энергии, запасенной на дефектах, в результате эти процессы являются конкурирующими [2].

Возврат начинается при более низкой температуре или меньшей величине предварительной деформации по отношению к рекристаллизации, поскольку для него требуется меньшая энергия активации. Возврат приводит к росту субзерен и увеличению их взаимной разориентации за счет миграции малоугловых границ субзёрен и коалесценции [3, 4]. Размер субзерен определяет последующую эволюцию зеренной структуры в ходе рекристаллизации, поскольку потенциальные зародыши (субзерна) большего размера обладают преимуществом при дальнейшем росте. Таким образом, процесс возврата подготавливает субзеренную структуру для последующего процесса рекристаллизации.

Ранее авторами была разработана комплексная модель возврата, позволяющая явным образом описать процессы коалесценции и миграции малоугловых границ [5]. Результаты, полученные с помощью данной модели, были аппроксимированы и в дальнейшем использованы для описания изменения среднего размера субзёрен в рамках модели рекристаллизации [6]. Для приближенного описания зависимости среднего размера субзерен $\overline{r}$ от времени t применялось известное макрофеноменологическое соотношение [7, 8]:

$$\overline{r}^n = \overline{r}_0^n + kt, \tag{1}$$

где $\overline{r}_0$ – средний размер субзерен до начала отжига, n – степенной показатель, k – параметр материала, зависящий от температуры. Параметры соотношения (2) идентифицировались в соответствии с результатами численных экспериментов, проведённых с применением детализированной модели [5]. Подобная аппроксимация необходима в связи с высокой вычислительной сложностью многоуровневой модели [5], применение которой к описанию эволюции размеров субзёрен при решении краевой задачи для макромасштабного изделия оказывается чрезмерно ресурсоёмким.

В рамках настоящей работы были проведены анализ и модификация соотношения (3) с целью уточнения физического смысла его параметров и возможности явным образом описать

вклады различных механизмов возврата в эволюцию размера субзёрен с применением многоуровневой модели [5]. Модификация соотношения (4) основана на классических работах [4, 9], в рамках которых предлагается аддитивный вклад коалесценции и миграции в эволюцию размера субзёрен при возврате. В рамках модифицированного соотношения предлагается рассчитывать параметр k в виде:

$$k = \alpha_c M_c t + \alpha_m M_m t, \quad (5)$$

где α_c, α_m – доли вкладов коалесценции и миграции; M_c, M_m – мобильности дислокаций при коалесценции и миграции. Параметры α_c, α_m в исходной формулировке определяются из аналитических решений для упрощённой модели процесса возврата, поэтому могут быть уточнены для описания процессов в реальных материалах [8, 9]. В настоящем исследовании идентификация параметров α_c, α_m основана на применении детализированной многоуровневой модели возврата [5]. С ее помощью были проведены многочисленные вычислительные эксперименты в широком диапазоне управляющих параметров, таких как температура, средняя взаимная разориентация субзёрен, начальный средний размер субзёрен и объёмные доли примесных частиц вторичных фаз, что позволило оценить вклад каждого из рассматриваемых механизмов миграции и их интенсивность в зависимости от состояния субзёренной структуры.

Проведённый анализ позволяет явным образом определить параметры в аппроксимационном соотношении (6), (7) вклады различных механизмов возврата, что расширяет диапазоны его применимости и позволяет более точно описать эволюцию размеров субзёрен при моделировании технологических процессов изготовления и эксплуатации изделий и конструкций.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00460, https://rscf.ru/project/25-29-00460/.

1. Investigation of the recovery process during continuous annealing of cold-rolled automotive steels / P.S. Zhitelev, R.R. Adigamov, P.A. Glukhov, S.F. Sokolov, N.A. Golubkov // Metallurgist. – 2024. – Vol. 67, № 9. – P. 1351–1361. – DOI:10.1007/s11015-024-01627-3.
2. Humphreys J., Rohrer G.S., Rollett A.D. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. – 3rd ed. – Amsterdam: Elsevier, 2017. – 704 pp. – DOI:10.1016/B978-0-08-098235-9.01001-6.
3. Li J.C.M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization // J. Appl. Phys. – 1962. – Vol. 33, № 10. – P. 2958–2965. – DOI:10.1063/1.1728543.
4. Sandström R. Subgrain growth occurring by boundary migration // Acta Metall. – 1977. – Vol. 25, № 8. – P. 905–911. – DOI:10.1016/0001-6160(77)90177-8.
5. Kondratev N.S., Bezverkhy D.S., Baldin M.N. Modeling subgrain structure evolution during heat treatment // Fract. Struct. Integr. – 2026. – Vol. 20, № 77. – P. 230–246. – DOI:10.3221/IGF-ESIS.77.14.
6. Kondratev N., Podsedertsev A., Bezverkhy D. A hybrid multilevel model for describing the full manufacturing–operation cycle // Metals. – 2025. – Vol. 15, № 12. – P. 1325. – DOI:10.3390/met15121325.
7. Abnormal subgrain growth in a dislocation-based model of recovery / P.D. Ispánovity, I. Groma, W. Hoffelner, M. Samaras // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. – 2011. – Vol. 19, № 4. – P. 045008. – DOI:10.1088/0965-0393/19/4/045008.
8. Tseng M.-W., Varma S.K. Development of an empirical model for subgrain growth in Al–0.6Fe alloy, aluminium, copper and nickel during recovery // J. Mater. Sci. – 1992. – Vol. 27, № 20. – P. 5509–5515. – DOI:10.1007/BF00541613.
9. Sandström R. On recovery of dislocations in subgrains and subgrain coalescence // Acta Metall. – 1977. – Vol. 25, № 8. – P. 897–904. – DOI:10.1016/0001-6160(77)90176-6.

Применение модифицированного комбинированного подхода для анализа процесса штамповки

Балдин М.Н., Трусов П.В.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Конститутивные модели материалов являются ключевым элементом при формулировке любой краевой задачи моделирования процессов термомеханической обработки металлов и сплавов. Макрофеноменологические теории, широко используемые в инженерной практике, имеют существенный недостаток: они не учитывают эволюцию внутренней структуры материала и не способны описывать сложные процессы на мезо- и микроуровнях. Кроме того, эти теории непригодны для разработки еще несуществующих функциональных материалов-изделий. В связи с этим необходимо развитие физически-ориентированных многоуровневых КМ, способных явным образом описывать эволюционирующую структуру обрабатываемых материалов.

Применение аппарата многоуровневого моделирования для описания деформирования в процессах изготовления и эксплуатации реальных изделий связано с решением задач, требующих на данный момент чрезмерно высоких вычислительных ресурсов. Следует отметить, что при решении большинства практически ориентированных задач нет необходимости в детальном описании эволюции мезо- и микроструктуры в каждой точке изделия, достаточным является подробное исследование в некоторых наиболее критических подобластях, выбор которых уникален для каждой решаемой задачи и может быть связан, например, с возможностью разрушения материала изделия, локализованных в известных из имеющихся опытных данных зонах.

Для повышения вычислительной эффективности математических моделей, используемых для исследования технологических процессов термомеханической обработки металлов и сплавов методами пластического деформирования в совокупности с необходимостью при моделировании явным образом учитывать состояние внутренней структуры (по меньшей мере – отдельных подобластей обрабатываемых заготовок) был разработан комбинированный подход к решению краевых задач, основанный на совместном использовании макрофеноменологической и многоуровневой конститутивных моделей материала [1].

В рамках предложенного подхода с использованием вычислительно эффективной модели с макрофеноменологическим определяющим соотношением, предлагается, основываясь на известных параметрах процесса, решить краевую задачу определения напряженно-деформированного состояния для деформируемой заготовки в целом (глобальное решение). Затем, основываясь на полученном решении и имеющихся эмпирических данных о процессах изготовления и эксплуатации конкретных деталей, выбираются подобласти изделия, для которых необходимо получить детальную информацию о состоянии внутренней структуры. Воздействия на выделенные подобласти со стороны остальной части исследуемого тела определяются заданными на её поверхности кинематическими параметрами, которые выступают в роли соответствующих граничных условий для решения «локальной» краевой задачу для каждой выделенной подобласти тела (локальное решение).

Значительной трудностью при реализации комбинированного подхода является необходимость обеспечить равновесие конструкции при совместном определении глобального и локального решений, получаемых с применением различных моделей материала. При задании для отдельных подобластей кинематических граничных условий, полученных из глобального решения, согласование перемещений и скоростей перемещений на поверхности раздела само по себе не гарантирует равновесия сил взаимодействия: вследствие различий в отклике моделей возникает невязка контактных напряжений между каждой выделенной областью и остальной частью тела. Решение схожей проблемы с применением специальной итерационной процедуры, в ходе которой решения последовательно корректируются до тех пор, пока равновесие на поверхности сопряжения не

будет достигнуто с требуемой точностью, было предложено в научной литературе [2, 3]. В рамках настоящей работы предлагается модификация алгоритма для решения описанного класса краевых задач термомеханической обработки металлов давлением с применением комбинированного подхода.

Для демонстрации работы алгоритма была рассмотрена краевая задача штамповки образца. В качестве макрофеноменологического определяющего соотношения для получения глобального решения в данной работе предлагается использовать теорию пластического течения в варианте, реализованном как базовая модель пластичности в пакете Abaqus. В качестве модели для определения локальных решений для выделенных подобластей в работе предлагается использовать физически-ориентированную многоуровневую конститутивную модель материала, а именно статистическую упруговязкопластическую модель. Выбор статистического подхода к моделированию вместо применения прямой физически-ориентированной модели обусловлен вычислительной эффективностью данного класса моделей.

С применением разработанного алгоритма было проведено сравнение результатов – параметров внутренней структуры материала в выделенных подобластях, полученных с применением многоуровневого моделирования для получения глобального решения с соответствующими результатами, полученными с использованием предлагаемого модифицированного комбинированного подхода. Было получено удовлетворительное соответствие, как в случае малых, так и в случае больших градиентов перемещений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №25-19-00785).

1. A Combined Approach to Solving Applied Metal Forming Problems / M. Baldin, N. Kondratev, P. Trusov, K. Ostapovich //Crystals. – 2025. – T. 15. – Vol. 2. – P. 101.– DOI:10.3390/cryst15020101.
2. Whitcomb J. D. Iterative global/local finite element analysis //Computers & structures. – 1991. – T. 40. – Vol.. 4. – P. 1027-1031 – DOI:10.1016/0045-7949(91)90334-I.
3. Non-intrusive and exact global/local techniques for structural problems with local plasticity / L. Gendre, O. Allix, P.Gosselet, F. Comte //Computational Mechanics. – 2009. – T. 44. – Vol. 2. – P. 233-245 – DOI:10.1007/s00466-009-0372-9.

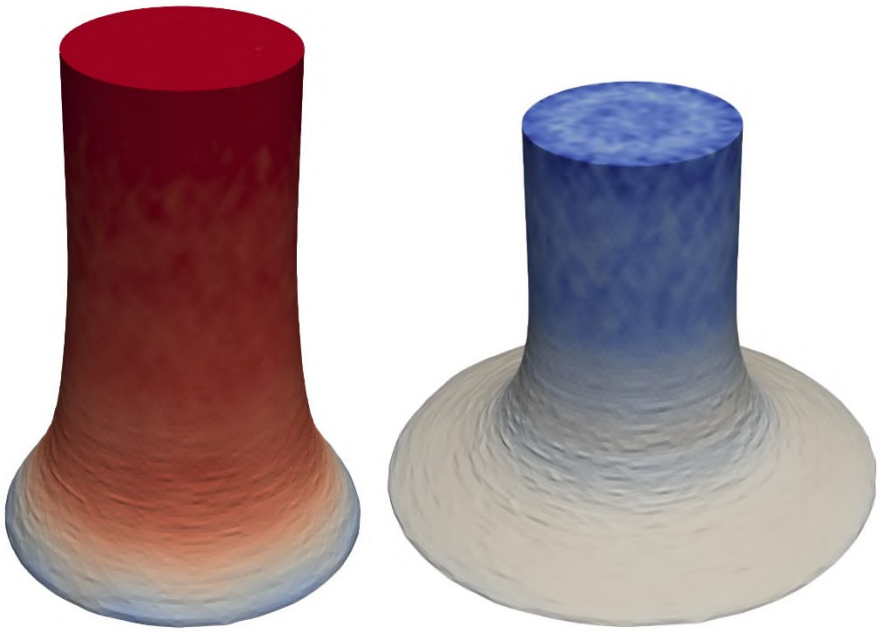
Численное исследование динамического деформирования градиентных материалов в тесте Тейлора

Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе представлены результаты трёхмерного численного моделирования динамического деформирования однородных и градиентных металлических материалов при соударении цилиндрического образца с жёсткой преградой. Расчёты выполнены методом конечных элементов. Для описания поведения материалов использовалась упругопластическая модель, учитывающая процессы пластического деформирования при высокоскоростном нагружении.

Для проверки применяемой численной методики проведено моделирование теста Тейлора и выполнено сопоставление результатов расчётов с известными экспериментальными данными. В качестве параметра сравнения использовалась остаточная длина образца после соударения. Показано удовлетворительное согласование результатов численного моделирования с экспериментальными данными в рассмотренном диапазоне скоростей удара.

Проведены численные исследования динамического деформирования цилиндрических образцов из алюминия, стали, сплавов и градиентных материалов с различным направлением изменения механических свойств. Выполнен анализ конечной конфигурации образцов и характера развития пластических деформаций. Показано, что направление градиента механических свойств оказывает существенное влияние на деформационную устойчивость материала при высокоскоростном ударном нагружении (рис. 1).



а б

Рис. 1. Конечная конфигурация образцов в тесте Тейлора: направление градиента Сталь 3 → ВТ8 (а), направление градиента ВТ8 → Сталь 3 (б). Начальная скорость 660 м/с.

Полученные в ходе численного моделирования пространственно-временные распределения перемещений, скоростей и напряжений могут быть использованы для формирования наборов данных и последующего обучения моделей машинного обучения, предназначенных для прогнозирования динамического поведения материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 25-21-00588).

Определение критических областей заготовки газотурбинного диска, полученной горячей штамповкой

Безверхий Д.С., Подседерцев А.Н., Кондратьев Н.С., Балдин М.Н.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В настоящее время технологические процессы изготовления функциональных изделий с заданной микроструктурой, обеспечивающей необходимые прочностные свойства, в большинстве случаев разрабатываются эмпирически – методом проб и ошибок, что сопряжено со значительными временными и материальными затратами. Это обуславливает актуальность задачи функционального проектирования технологических процессов и целенаправленной рационализации (оптимизации) формируемой структуры материала для достижения требуемого комплекса свойств. Перспективным направлением повышения эффективности проектирования является развитие и применение аппарата математического моделирования, позволяющего предсказывать эволюцию микроструктуры в ходе термомеханической обработки (ТМО) и механические свойства готового изделия [1, 2]. Высокой предсказательной способностью обладают многоуровневые модели, явно отслеживающие изменение зеренной, субзеренной и дефектной структуры в результате реализации процессов рекристаллизации и возврата [3].

Применение многоуровневых моделей к полноразмерным изделиям сопряжено со значительными вычислительными затратами. Макрофеноменологические модели, оперирующие полевыми переменными, наиболее вычислительно эффективны, но при этом ограничены в описании микроструктуры. Авторами ранее был предложен и апробирован комбинированный подход [4], объединяющий достоинства обоих классов моделей: для всего изделия применяется вычислительно эффективная макрофеноменологическая модель, а для отдельных областей – точные многоуровневые модели. Это позволяет существенно сократить временные затраты на исследование с сохранением высокой предсказательной способности. При этом нерешенным вопросом остается выбор критических областей изделия, которые требуют детализированного многоуровневого анализа. Целью настоящей работы является апробация применимости карт ТМО Y. Prasad [5] для определения этих областей в рамках комбинированного многоуровневого подхода.

В работе исследуется технологический процесс горячей штамповки заготовки диска газотурбинного двигателя (ГТД) из никелевого жаропрочного сплава Inconel 718. Диск ГТД представляет собой функциональное изделие с градиентной зеренной структурой: для обеспечения сопротивления циклическому разрушению в области ступицы необходима мелкозернистая структура, а для эффективного сопротивления ползучести при длительных высокотемпературных напряжениях в периферийной зоне требуется крупнозернистая структура. Формирование необходимой зеренной структуры реализуется в ходе горячего деформирования за счет процессов динамической рекристаллизации и возврата, которые необходимо контролировать и прогнозировать при проектировании процесса.

Краевая задача горячей штамповки решалась в пакете конечно-элементного моделирования Abaqus с использованием макрофеноменологической модели на основе ассоциированного закона пластического течения с условием текучести Мизеса и изотропным упрочнением. Для выявления критических областей применялся подход Y. Prasad в рамках динамической модели материала [5]. В рамках данного подхода энергия, подводимая к изделию в результате ТМО, частично рассеивается в виде тепла, а также частично расходуется на микроструктурные преобразования в результате рекристаллизации и возврата. С использованием карт Y. Prasad в объеме диска были выделены конечные элементы, в которых ожидаются значительные структурные преобразования. Для рассматриваемых критических областей выполнено детализированное моделирование с применением модифицированной многоуровневой статистической модели рекристаллизации [6]. В результате получены количественные характеристики рекристаллизации – эволюция объемной доли рекристаллизованного материала и среднего размера зерен.

Таким образом, в работе продемонстрирована возможность применения карт ТМО Y. Prasad в качестве инструмента предварительного отбора областей изделия для последующего детализированного многоуровневого моделирования. Примененный комбинированный подход позволяет существенно сократить вычислительные затраты при сохранении высокой предсказательной способности. Помимо этого, аппарат многоуровневого моделирования является средством уточнения карт термомеханической обработки, что в совокупности позволяет минимизировать количество дорогостоящих экспериментов при проектировании технологических процессов изготовления функциональных изделий.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00460, https://rscf.ru/project/25-29-00460/.

1. 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. 1152–1211. – DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.058.
2. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 / Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraivelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark, D.R. Barker // Metall. Trans. A – 1984. – Vol. 15. – P. 1883–1892. – DOI: 10.1007/bf02664902.
3. Zouari M., Bozzolo N., Loge R.E. Mean field modelling of dynamic and post-dynamic recrystallization during hot deformation of Inconel 718 in the absence of δ phase particles // Mater. Sci. Eng. A. – 2016. – Vol. 655. – P. 408–424. – DOI: 10.1016/j.msea.2015.12.102.
4. A Combined Approach to Solving Applied Metal Forming Problems / M. Baldin, N. Kondratev, P. Trusov, K. Ostapovich // Crystals – 2025. – Vol. 15. – P. 101. – DOI:10.3390/cryst15020101.
5. Prasad Y., Rao K.P., Sasidhar S. Hot working guide: a compendium of processing maps. – ASM international, 2015.
6. Kondratev N., Podsedertsev A., Bezverkhy D. A Hybrid Multilevel Model for Describing the Full Manufacturing–Operation Cycle // Metals. – 2025. – Vol. 15. – P. 1325. – DOI:10.3390/met15121325.

Механизмы сегрегации примесных атомов в границы зерен бикристаллов Al-Zn при сдвиговом нагружении

Березиков О.А., Зольников К.П., Крыжевич Д.С.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Хорошо известно, что нанокристаллические материалы обладают уникальными механическими свойствами и являются перспективными материалами во многих практических приложениях. Одним из наиболее эффективных способов получения нанокристаллического состояния является механическая обработка методами интенсивной пластической деформации (ИПД). При ИПД в объеме материала увеличивается объемная доля границ зерен (ГЗ) и, вместе с этим, их роль в формировании механических свойств материала. Одним из важнейших характеристик ГЗ является их химический состав. Есть множество экспериментальных данных, показывающих, что в результате ИПД в сплавах на основе алюминия происходит сегрегация примесных атомов в ГЗ. Так, например, в работе [1] было показано, что сегрегация Zn в ГЗ алюминиевого сплава способствует межзеренному проскальзыванию, в результате чего у наноструктурированных образцов наблюдался эффект суперпластичности. Перераспределение примесей в объеме нанокристалличеких материалов в результате различных механических обработок находятся в центре внимания множества научных коллективов, однако атомные механизмы сегрегации примесей в ГЗ до сих пор остаются малоизучены, поскольку экспериментальное наблюдение движения примесей в процессе ИПД затруднено. В связи с этим, настоящая работа посвящена молекулярно-динамическому исследованию атомных механизмов перераспределения примесей в сплавах Al-Zn при ИПД.

В качестве модельных образцов выступали бикристаллы в форме параллелепипедов. Для создания сдвигового нагружения в бикристаллах в перпендикулярном к ГЗ направлении были выделены тонкие области захватов по краям образца, которые сдвигались относительно друг друга со скоростью 10 м/с. Температура образцов поддерживалась равной 300 К. Моделировались образцы с общей концентрацией Zn 2 и 4 ат. %, при этом в области ГЗ локальная концентрация примести варьировалась и могла достигать 10 %. Взаимодействие между атомами описывалось потенциалом межатомного взаимодействия, рассчитанного в рамках модифицированного метода погруженного атома [2]. Данный потенциал корректно описывает структуру кристаллических решеток Al и Zn, а также особенности взаимодействия атомов Al и Zn, что позволяет наблюдать сегрегацию примесей по ГЗ в системе Al-Zn при сдвиговом нагружении. Для проведения молекулярно-динамических расчетов был использован программный пакет LAMMPS [3].

Обнаружено, что для всех образцов сдвиговая деформация приводит к миграции ГЗ. В зависимости от средней концентрации Zn в сплаве и типа ГЗ особенности миграции границ могут отличаться. Во всех рассмотренных случаях на этапе пластической деформации происходило межзеренное проскальзывание, уширение зернограничной области и значительное увеличение подвижности атомов, которые в ней находились. Это приводило к эффективному перераспределению примесных атомов Zn в зернограничной области. Детальный анализ концентрации примесных атомов Zn в объеме моделируемых бикристаллов показал, что сегрегация Zn в зернограничную область начинается одновременно с уширением и началом миграции ГЗ. При этом, в процессе миграции ГЗ аккумулирует в своей области атомы Zn, увлекая их с собой из той части зерна, через которую прошла.

Результаты расчетов сдвигового нагружения в бикристаллах с различной начальной концентрацией Zn в области ГЗ показали, что чем больше начальная концентрация Zn в ГЗ, тем менее интенсивно происходит сегрегация примеси в границу зерен. Так, при начальной концентрации Zn, равной 10 ат. %, рост концентрации остановился при 12 ат. % при 5 % сдвиговой деформации. Сегрегация Zn в межзеренной области оказывает упрочняющий эффект на свойства материала: напряжение течения, при котором наблюдается межзеренное проскальзывание, увеличиваются от ~ 0,82 до ~ 0,97 ГПа с ростом начальной концентрции Zn

в ГЗ от 4 до 10 ат. % в бикристаллах с 4 ат. % общей концентрацией Zn (рис. 1).

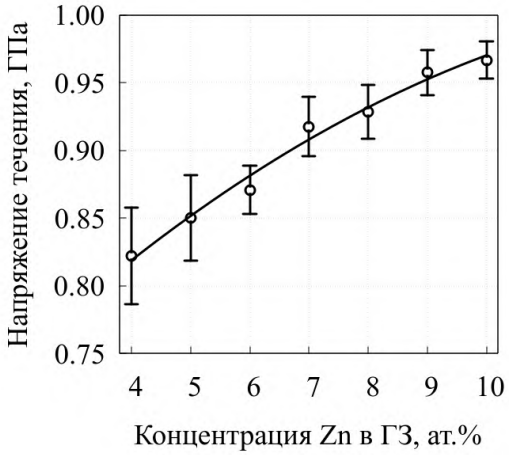


Рис. 1. Зависимость напряжения течения от начальной концентрации Zn в ГЗ в бикристаллах с 4 ат. % общей концентрации Zn

По результатам молекулярно-динамического исследования были выявлены основные механизмы сегрегации примесных атомов Zn в бикристаллах алюминиевых сплавах при сдвиговом нагружении: миграция и уширение ГЗ, межзеренное проскальзывание. Было обнаружено, что сегрегация примесных атомов Zn в зернограничные области затрудняет межзеренное проскальзывание, что выражается в увеличении сдвиговых напряжений с ростом концентрации Zn в области ГЗ.

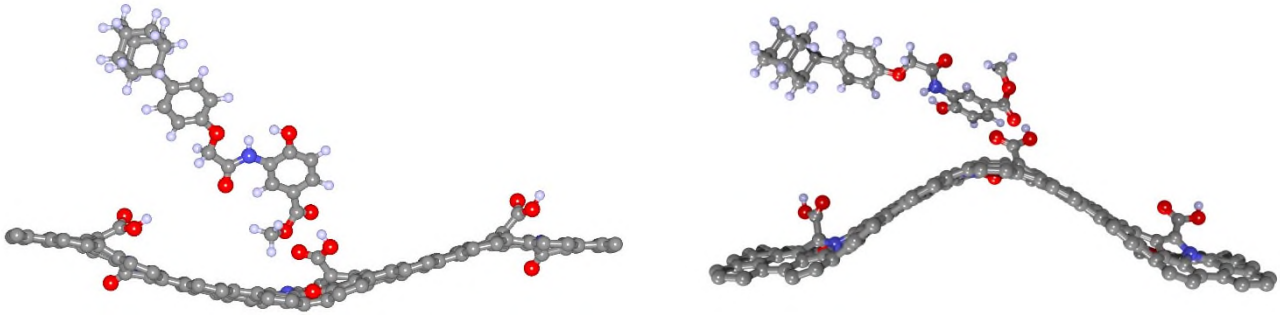
1. Edalati, K., Horita, Z., Valiev, R.Z. Transition from poor ductility to room-temperature superplasticity in a nanostructured aluminum alloy // Sci. Rep. – 2018. – Vol. 8. – I. 1. – Art. 6740. – DOI: 10.1038/s41598-018-25140-1.
2. New interatomic potential for Mg–Al–Zn alloys with specific application to dilute Mg-based alloys / D. E. Dickel, M. I. Baskes, I. Aslam, C. D. Barrett // Model. Simul. Mater. Sci. Eng. – 2018. – Vol. 26. – I. 4. – Art. 045010. – DOI: 10.1088/1361-651X/aabaad.
3. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comp. Phys. – 1995. – Vol. 117. – I. 1. – P. 1-19. – DOI: 10.1006/jcph.1995.1039.

Влияние локальной кривизны COOH-N-МУНТ на связывание белка HIF-1α

[1]Бобенко Н.Г., [2]Шунаев В.В., [1]Сапежинская Т.А., [1,2]Колесниченко П.А., [2]Глухова О.Е.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского, Саратов

Карбоксильно-функционализированные азотсодержащие многостенные углеродные нанотрубки (COOH-N-МУНТ) рассматриваются в качестве перспективных носителей биомолекул [1]. Наличие карбоксильных групп и азота повышает химическую активность поверхности по отношению к биомолекулам, а также улучшает биосовместимость материала [1, 2]. В качестве модельной биомолекулы в работе рассмотрен гипоксия-индуцируемый фактор HIF-1α, участвующий в регуляции ангиогенеза и клеточного ответа на гипоксию [3]. Важную роль в процессах связывания белков с поверхностью нанотрубок наряду с химической функционализацией может играть локальная геометрия поверхности МУНТ [4].

По результатам анализа ТЕМ-изображений COOH-N-МУНТ установлено, что поверхность нанотрубок содержит выпуклые и вогнутые области с характерными радиусами кривизны 5–27 Å. Для оценки влияния локальной кривизны на взаимодействие с HIF-1α методом SCC-DFTB были построены атомные модели COOH-N-МУНТ с радиусами кривизны R_c 7 и 25 Å для выпуклых/вогнутых поверхностей и двух ориентаций белка относительно поверхности F1 и F2. Примеры рассмотренных структур приведены на рис. 1.



а б

Рис. 1. Атомные модели комплексов HIF-1α/COOH-N-МУНТ: вогнутая поверхность, ориентация белка F1, R_c = 25 Å (а); выпуклая поверхность, ориентация белка F2, R_c = 7 Å (б)

Для всех исследуемых структур были рассчитаны значения энергии связи E_b и эффективного барьера присоединения E_a (Таблица 1). Сопоставление значений E_b и E_a показывает, что локальная кривизна поверхности значительно сильнее влияет на кинетику формирования комплекса, чем на его конечную устойчивость.

Таблица 1. Энергия связывания E_b и эффективный барьер присоединения E_a для различных конфигураций комплекса HIF-1α/COOH-N-МУНТ

Параметр	Конфигурация	R_c = 7 Å		R_c = 25 Å	
		Выпуклая	Вогнутая	Выпуклая	Вогнутая
E_b (эВ)	F1	-0,384	-0,396	-0,383	-0,393
	F2	-0,350	-0,471	-0,423	-0,429
E_a (эВ)	F1	0,321	0,037	0,351	0,167
	F2	0,314	0,047	0,346	0,153

Как видно из таблицы 1, E_b слабо зависит от знака кривизны для конфигурации F1 (разница < 0,01 эВ), тогда как для F2 при R = 7 Å вогнутая поверхность обеспечивает выигрыш до ~0,12 эВ. Это может быть связано с увеличением числа контактов между белком и поверхностью в условиях геометрического конфайнмента.

Основное различие между выпуклыми и вогнутыми участками проявляется в величине E_a: для выпуклых поверхностей он составляет 0,31–0,35 эВ, тогда как для вогнутых – 0,04–0,17 эВ. На стадии сближения белка с поверхностью доминируют короткодействующие

взаимодействия отталкивания. Для выпуклых участков рост отталкивания начинается на более ранних стадиях вследствие взаимодействия белка с выступающими атомами углеродного слоя. Для вогнутых областей часть атомов поверхности расположена глубже, что облегчает формирование контакта между HIF-1α и карбоксильными группами и приводит к существенному снижению эффективного барьера присоединения.

Таким образом, на реальной поверхности COOH-N-МУНТ первичное связывание HIF-1α определяется величиной барьера сближения и происходит преимущественно в вогнутых областях, где реализуется практически безбарьерное присоединение. Выпуклые участки, обладая близкими значениями энергии связи, остаются кинетически менее доступными. Полученные результаты указывают на то, что локальная кривизна поверхности может рассматриваться как независимый фактор, определяющий условия первичного связывания белка и характер его распределения по поверхности углеродных наноматериалов, что важно при разработке наноносителей с заданными свойствами взаимодействия с биомолекулами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-22-00377, https://rscf.ru/project/25-22-00377/.

1. Debnath S.K., Srivastava R. Drug Delivery With Carbon-Based Nanomaterials as Versatile Nanocarriers: Progress and Prospects // Front. Nanotechnol. – 2021. – Vol. 3. – № 644564. – P. 1–22. – DOI:10.3389/fnano.2021.644564.
2. The potential impact of carboxylic-functionalized multi-walled carbon nanotubes on trypsin: A Comprehensive spectroscopic and molecular dynamics simulation study / M. Noordadi, F. Mehrnejad, R.H. Sajedi, M. Jafari, B. Ranjbar // PLoS One. – 2018. – Vol. 13. – № e0198519. – P. 1–25. – DOI:10.1371/journal.pone.0198519.
3. MWCNT interactions with protein: surface-induced changes in protein adsorption and the impact of protein corona on cellular uptake and cytotoxicity / T. Zhang, M. Tang, Y. Yao, Y. Ma, Y. Pu // Int. J. Nanomed. – 2019. – Vol. 14. – P. 993–1009. – DOI:10.2147/ijn.s191689.
4. Carboxyl Functionalization of N-MWCNTs with Stone-Wales Defects and Possibility of HIF-1α 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. – № 2. – P. 1–19. – DOI: 10.3390/ijms24021296.

Прогноз циклической долговечности композитов полиэфирэфиркетона с различной долей коротких углеродных волокон

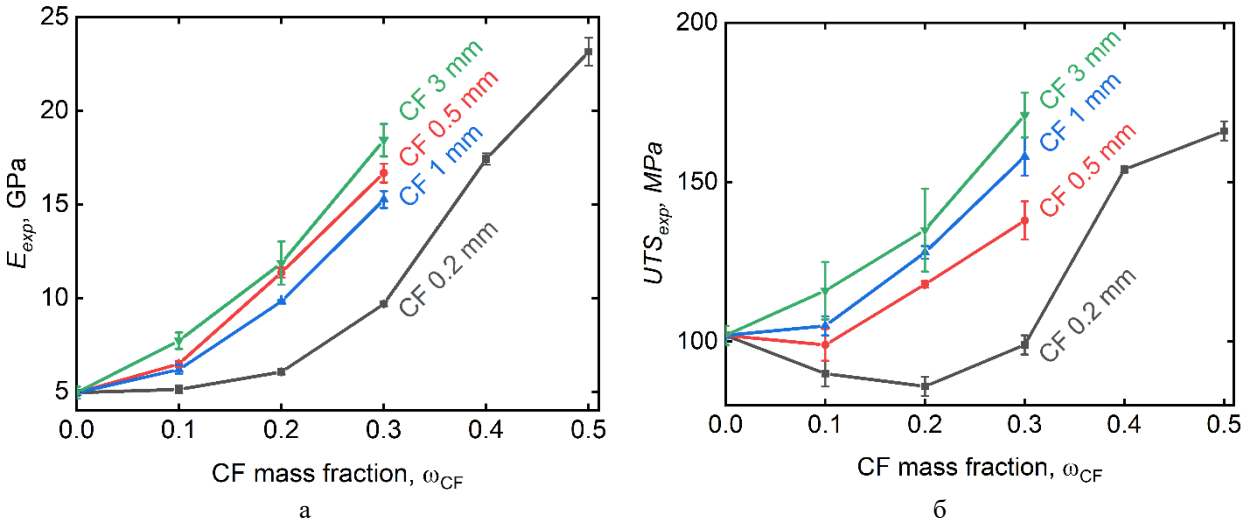
Богданов А.А., Панин С.В., Буслович Д.Г.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Композиты с полимерной матрицей, армированные углеродными волокнами, широко применяются для конструкционных элементов самолетов, кораблей, космических аппаратов и т.п., и в настоящее время их использование наращивается и в других областях промышленности [1]. Литье под давлением является одним из наиболее распространенных и производительных методов изготовления деталей из композитов на полимерной матрице [2]. Основным преимуществом этого метода является возможность варьировать состав композиции в широких пределах для управления конечными свойствами.

Конструкционные материалы должны обеспечивать высоконадежную длительную эксплуатацию, что подчеркивает важность разработки методов оценки и прогнозирования надежности изделий из них [3]. В случае волокнистых композитов на полимерных матрицах, короткие волокна обеспечивают локальное армирование, поэтому прочностные свойства более сопоставимы с таковыми для матричного материала. Значительный интерес при этом представляет влияние полимера, поскольку именно последний передает внешнюю нагрузку на армирующие включения [4]. При этом важное влияние начинают оказывать возможное преимущественное направление ориентации волокон, их длина, неравномерность распределения по объему полимерной матрицы. Это в основном определяется используемой технологией изготовления композита, в том числе с учетом возможных структурных дефектов, к числу которых относится и пористость [5].

Целью исследования является развитие модели прогнозирования циклической долговечности с учетом дефектов технологии производства на примере волоконно-армированных композитов с полукристаллической термопластической матрицей полиэфирэфиркетона.

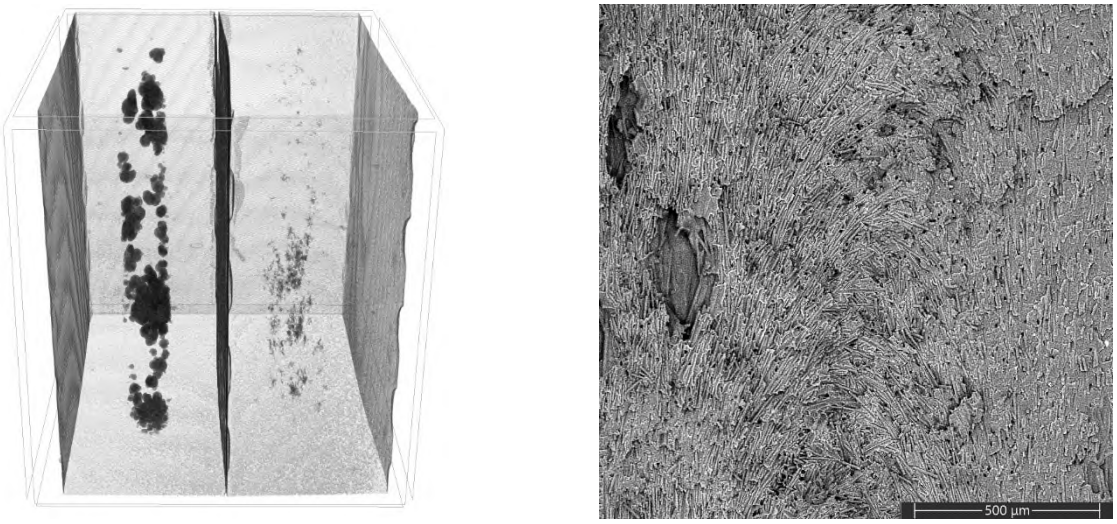
В работе предлагается методика оценки эффективности армирования композита волокнами по разнице экспериментального (см. рис. 1а) и теоретически рассчитанного модуля упругости. Для учета дефектов был предложен коэффициент деградации свойств, определяемый по разнице определенного экспериментально (см. рис. 1б) и теоретически предела статической прочности. Теоретический предел прочности рассчитан по правилу смесей, модифицированному на случай коротких волокон со случайной пространственной ориентацией.



а б

Рис. 1. Влияние содержания и длины углеродных волокон на модуль упругости (а) и предел прочности (б)

Для оценки характера распределения несплошностей в объеме образцов проведена компьютерная томография (см. рис. 2а). Получено, что размер пустот в целом снижался с увеличением содержания волокна и его длины, при этом пустоты были сосредоточены главным образом в центральной части образцов. РЭМ фрактография образцов (см. рис. 2б) также показала, что распределение несплошностей носит нерегулярный характер, при этом с увеличением длины и содержания волокон возрастает их преимущественная ориентация.



а б

Рис. 2. Дефекты технологии: компьютерная томография образцов (а) и РЭМ фрактография (б)

Разработана модель предсказания S-N кривых композитов, в основе которой положены условия равенства коэффициента циклической прочности уравнения Басквина и предела статической прочности, а также «наследовании» наклона кривой усталости (экспонента усталости уравнения Басквина) от матричного полимера к композитам, наполненным короткими волокнами. Наличие технологических дефектов и их влияние на усталость также были учтены через коэффициент деградации свойств.

Таким образом предложенная модель позволяет предсказывать циклическую долговечность, учитывая различную длину и содержание углеродных волокон, а также прочностные и упругие свойства компонентов композита. Калибровка модели проведена на большом наборе экспериментальных данных, а сравнение коэффициента циклической прочности с прогнозом показало среднее значение ошибки 6%, что с учетом экспериментальной неопределенности, статистических отклонений и ошибок подтверждает высокую точность модели.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №26-19-00044), https://rscf.ru/project/26-19-00044/.

1. Bukvi M. Production Technologies and Application of Polymer Composites in Engineering: A Review // Polymers (Basel). – 2025. – Vol. 17. – No.16. – P. 1–28. – DOI:10.3390/polym17162187.
2. Fiber-Reinforced Polymer Composites: Manufacturing, Properties, and Applications / Rajak D.K., Pagar D.D., Menezes P.L., et al. // Polymers (Basel). – 2019. – Vol. 11. – No.10. – P. 1667. – DOI:10.3390/polym11101667.
3. Guedes R.M. Creep and Fatigue in Polymer Matrix Composites. – Great Abington: Cambridge, 2019. – 586 p. – DOI:10.1016/C2017-0-02292-9.
4. Ansari M.T.A., Singh K.K., Azam M.S. Fatigue Damage Analysis of Fiber-Reinforced Polymer Composites - A Review // J. Reinf. Plast. Compos. – 2018. – Vol. 37. – No.9. – P. 636–654. – DOI:10.1177/0731684418754713.
5. Shengtai Zhou, Hrymak A.N. Injection Molding of Polymers and Polymer Composites // Polymers (Basel). – 2024. – Vol. 16. – No.13. – P. 1796. – DOI:10.3390/polym16131796.

Нелинейные модели эволюции дислокационной плотности

Власова А.М.
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

Многие физические модели, описывающие эволюцию напряженно–деформированного состояния материала при пластической деформации, основаны на двух уравнениях. Первое – это уравнение Тейлора (1), которое связывает напряжения, обусловленные дислокационным упрочнением (дислокациями леса), т. е. истинное напряжение σ, со средней плотностью дислокаций ρ [1]:

$$\sigma = \alpha M G b \sqrt{\rho} = g_1 \sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где M – это фактор Тейлора, α – коэффициент упрочнения, G – упругий модуль, b-вектор Бюргерса, $g_1 = \alpha M G b$.

Второе уравнение – дифференциальное уравнение для эволюции плотности дислокаций [1]:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{d\rho^+}{d\varepsilon} - \frac{d\rho^-}{d\varepsilon}, \quad (2)$$

В (2), появление дислокаций из-за пластической деформации (рождение дислокаций) учитывается посредством члена $d\rho^+/d\varepsilon$, в то время как динамическая аннигиляция дислокаций (смерть дислокаций) учитывается посредством члена $d\rho^-/d\varepsilon = k_2\rho$.

Напряжение течения, σ, которое может быть измерено в поликристалле, связывается с критическим напряжением сдвига τ: $\sigma = M\tau$. Макроскопическая пластическая деформация ε связывается с алгебраической суммой кристаллографических сдвигов γ: ε=γ/M. Тогда $d\rho^+/d\varepsilon$ можно представить в виде:

$$\frac{d\rho^+}{d\varepsilon} = \frac{M}{bL}. \quad (3)$$

Пусть средняя длина свободного пробега дислокации L пропорциональна квадратному корню из плотности дислокаций $\sqrt{\rho}$, тогда $L = \frac{A}{\sqrt{\rho}}$, поэтому (2) записывается в виде

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho, \quad (4)$$

где $k_1 = \frac{M}{bA}$, A - константа пропорциональности. Уравнение (4) – это классическое уравнение дислокационной динамики Кокса-Мекинга [2].

Уравнение (4) входит в модель упрочнения, называемую моделью Кокса-Эстрина-Мекинга [2]

$$\sigma = M\alpha\mu b\sqrt{\rho}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon}\right)^{1/m}, \quad (5)$$

где M – фактор Тейлора, α – константа, μ – упругий модуль, b – вектор Бюргерса, $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации.

Уравнение Кокса — Мекинга — это феноменологическая модель, которая описывает эволюцию плотности дислокаций в процессе пластической деформации материала, которая не детерминированна какой-то фиксированной кристаллической решёткой и является нелинейной.

Некоторые дифференциальные (модель Лоренца) и разностные (модель Ферхюльста) уравнения, описывающие динамику систем, задаваемые простыми, в математическом понимании, функциями, при сколь угодно малых изменениях параметров модели могут резко менять характер своих решений и от упорядоченных регулярных движений (положение равновесия или периодические колебания) переходить к хаотическим с непредсказуемой динамикой. Существуют динамические системы, поведение которых фактически нельзя проследить на достаточно широком промежутке времени ввиду чрезвычайно сильной

неустойчивости основных характеристик системы.

В работах Б.А. Гринберг [3], размножение дислокаций описывается как и в данной работе нелинейным уравнением, однако более простым и его дифференциальная форма следующая:

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{\rho}{\tau}\left(1 - \frac{k^2\rho}{\sigma^2}\right) \quad (5)$$

Причем Б.А. Гринберг отмечает в своих работах, что второе слагаемое, нелинейное по ρ, описывает тот факт, что по мере стремления величины σ к значению $k\sqrt{\rho}$ работа дислокационных источников оказывается затруднительной. Для построения деформационных кривых Б.А. Гринберг решалась система, учитывающая размножение дислокаций, описываемое (5).

В данной работе исследуется динамика дислокационной популяции для дискретного аналога системы Кокса-Мекинга (4) как отклик на небольшие изменения начальной плотности дислокаций ρ_0, а также на небольшие изменения параметров k_1 и k_2. Показано, что возможны три случая: существование устойчивой точки покоя (пластичность материала, наличие предельной дислокационной плотности) (рис.1а), отсутствие роста дислокаций (отсутствие пластичности) (рис. 1б), и стохастический характер изменения плотности дислокаций (рис. 1в).

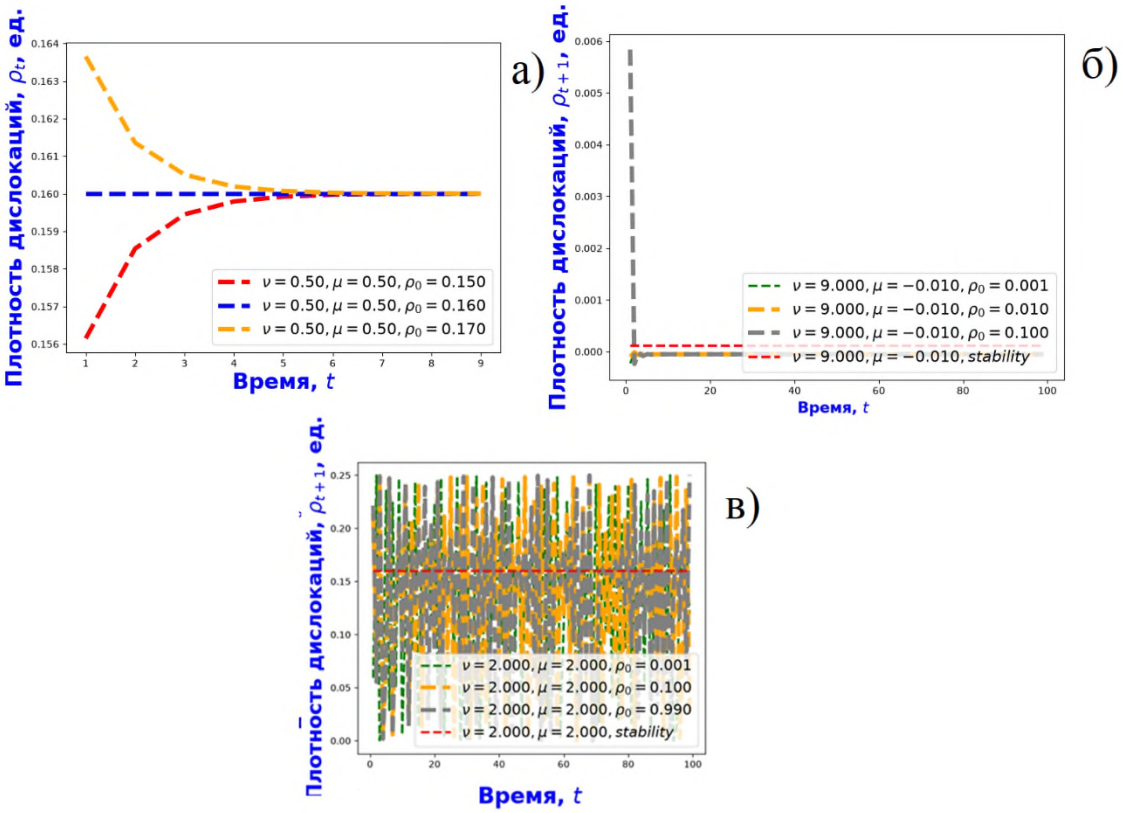


Рис. 1. Динамика дислокационной плотности при различных начальных значениях дислокационной плотности ρ_0: $\nu = 0.5; \mu = 0.5$ (а), $\nu = 9; \mu = -0.01$ (б), $\nu = 2; \mu = 2$ (в)

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

1. Динамика дислокаций: [сборник статей] / Киев: Наук. думка, 1975. – 401 с.
2. Hariharan K., Barlat F. Modified Kocks–Mecking–Estrin Model to Account Nonlinear Strain Hardening // Metallurgical and materials transactions A. – 2019. – Vol. 50A. – P. 513. – DOI: /10.1007/s11661-018-5001-9.
3. Гринберг Б.А., Иванов М.А. «Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl: микроструктура, деформационное поведение» - Екатеринбург: Издательство УрО РАН, 2002. – 360 с.

Компьютерное изучение влияния несплошностей структуры на механические и теплофизические свойства спеченных керамик на основе MgO и $MgAl_2O_4$

Волобуев А.С., Григорьев А.С., Шилько Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Керамические композиционные материалы, получаемые путем спекания порошков различных фракций, характеризуются неоднородной структурой и, как правило, являются пористыми. Влияние параметров поровой структуры на макроскопические механические и теплофизические характеристики материалов может быть не только сравнимым с влиянием фазового состава и зеренной структуры, но и преобладающим. Степень влияния несплошностей определяется рядом факторов, включая удельный объем (пористость) и удельную поверхность пустот, а также морфологию порового пространства [1, 2]. Элементы порового пространства спеченных керамик можно условно разделить на два типа: компактные поры (3D несплошности), и зазоры между поверхностями близлежащих зерен, которые можно отнести к дефектам плоскостного типа (2D). Хотя несплошности обоих типов влияют на жесткость, прочность и теплопроводность керамик качественно схожим образом, функциональные зависимости механических и теплофизических свойств от содержания 2D и 3D дефектов могут существенно различаться [3, 4].

Большинство теоретических и экспериментальных исследований сосредоточены на изучении зависимости механических и теплофизических характеристик керамических материалов от объемного содержания и морфологии компактных пор, в то время как влияние несплошностей плоскостного типа остается сравнительно мало изученным. Поэтому в настоящей работе проведено теоретическое исследование влияния плоскостных несплошностей на величину жесткости, прочности и теплопроводности керамических материалов композиционного состава. Исследование проведено с использованием компьютерного моделирования методом однородно деформируемых дискретных элементов [5, 6] на примере спеченных периклаз-шпинелевых керамических композитов (MgO-$MgAl_2O_4$). Для решения задачи разработаны трехмерные модели представительных объемов ($1 \times 1 \times 1$ мм^3) периклаз-шпинелевых керамик с различным содержанием MgO, явно учитывающие зерна каждой из фаз, а также несплошности различного типа (рис. 1).

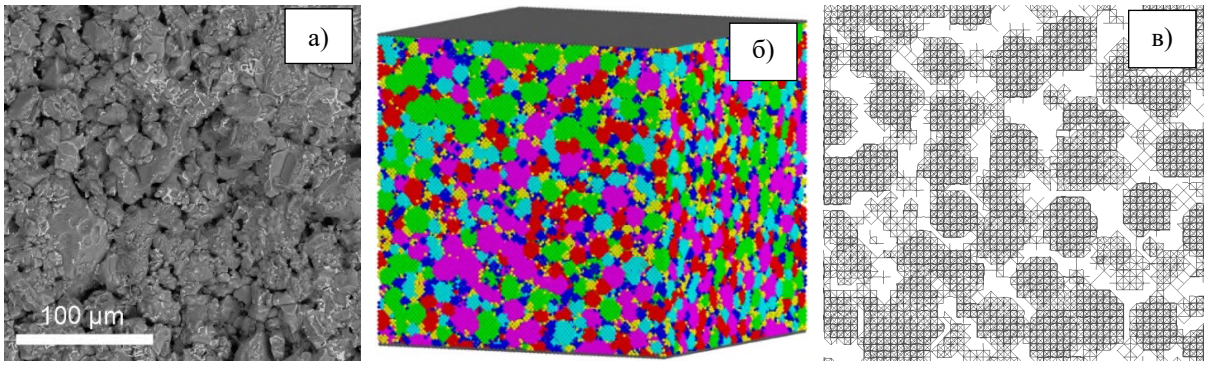


Рис. 1. Пример SEM изображения спеченной керамики (MgO-$MgAl_2O_4$) (а), пример модельного образца (б) и фрагмент его сечения, на котором видны компактные и плоскостные несплошности (в)

Исследовались композиты с объемным содержанием MgO 0 %, 50 % и 100 %. В соответствии с экспериментальными данными пористость образцов различного состава полагалась одинаковой и равной 23 %. Варьируемым параметром модели являлось содержание несплошностей плоскостного типа, а именно их удельная поверхность (суммарная площадь поверхностей 2D несплошностей, отнесенная к объему образца).

На рис. 2 приведены зависимости модуля Юнга, прочности и коэффициента теплопроводности модельных образцов керамических композитов от удельной поверхности плоскостных несплошностей. Здесь абсолютные значения исследуемых характеристик нормированы на значения для образцов, содержащих только компактные поры.

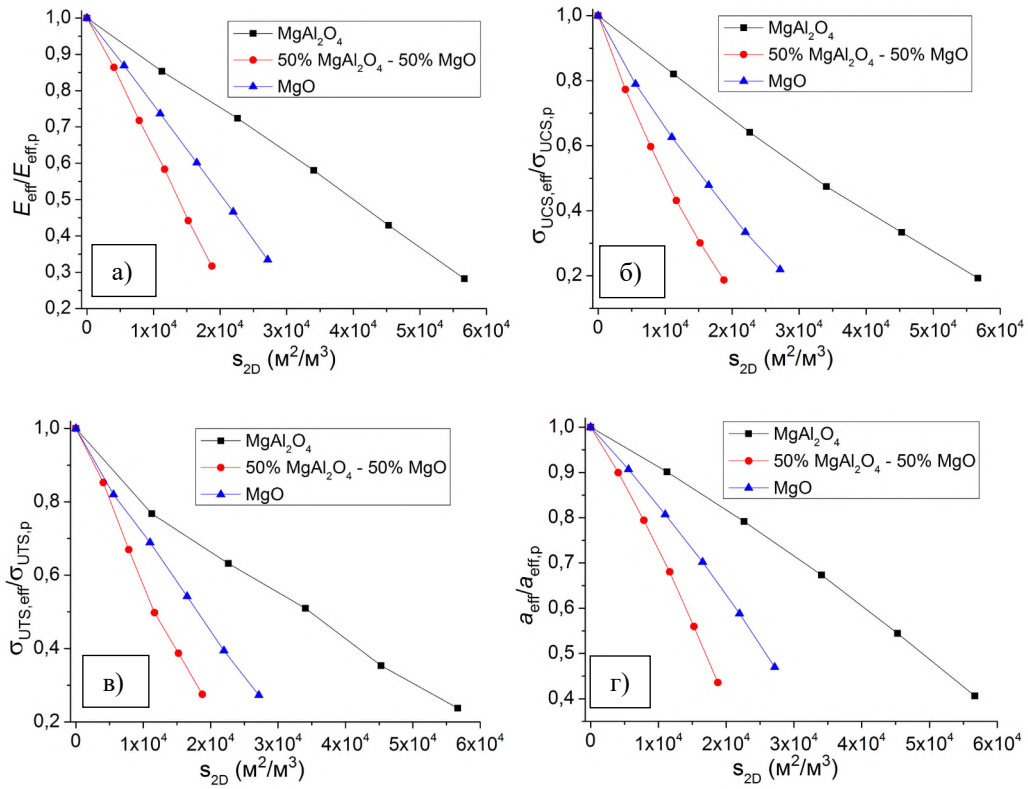


Рис. 2. Зависимости приведенных значений эффективных характеристик модельных образцов керамических материалов с различным массовым содержанием MgO от удельной поверхности 2D несплошностей: модуля Юнга (а), прочности на сжатие (б), прочности на растяжение (в), коэффициента теплопроводности (г)

Можно видеть, что в керамиках с различным содержанием MgO одинаковая степень уменьшения эффективных свойств достигается при различных значениях удельной поверхности 2D несплошностей. Так, наиболее «чувствительными» к плоскостным дефектам являются керамические композиты с приблизительно равным объемным содержанием фаз $MgAl_2O_4$ и MgO, а наименее чувствительной – однофазная керамика $MgAl_2O_4$. Зависимости нормированных значений модуля Юнга, прочности и коэффициента теплопроводности композитов с различным содержанием MgO от удельной поверхности плоскостных дефектов могут быть с приемлемой точностью аппроксимированы линейными функциями.

Также показано, что хотя вклад плоскостных несплошностей в общую пористость на порядок меньше вклада пор, их роль в управлении физико-механическими свойствами сравнима с ролью пор.

Работа выполнена в рамках программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

1. Lutz M., Zimmerman R. The effect of pore shape on the Poisson ratio of porous materials // Math. Mech. Solids. – 2021. – Vol. 26(8). – P. 1191–1203.
2. Zerhouni O., Brisard S., Danas K. Quantifying the effect of two-point correlations on the effective elasticity of specific classes of random porous materials with and without connectivity // Int. J. Eng. Sci. – 2021. – Vol. 166. – Art. № 103520.
3. Rice R. Evaluation and extension of physical property-porosity models based on minimum solid area // J. Mater. Sci. – 1996. – Vol. 31. – P. 102–118.
4. Thermal conductivity bounds for isotropic, porous materials / J. Carson, S. Lovatt, D. Tanner, A. Cleland // Int. J. Heat Mass Transf. – 2005. – Vol. 48. – P. 2150–2158.
5. A mathematical model of particle–particle interaction for discrete element based modeling of deformation and fracture of heterogeneous elastic–plastic materials / S. Psakhie, E. Shilko, A. Grigoriev, S. Astafurov, A. Dimaki, A. Smolin // Eng. Fract. Mech. – 2014. – Vol. 130. – P. 96–115.
6. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure / E. Shilko, S. Psakhie, S. Schmauder, V. Popov, S. Astafurov, A. Smolin // Comput. Mater. Sci. – 2015. – Vol. 102. – P. 267–285.

Многоуровневое моделирование неупругого и сверхпластического деформирования алюминиевых сплавов с учетом изменения температурно-скоростных условий

Вшивкова А.А., Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Актуальной во многих областях промышленности задачей является разработка т.н. функциональных материалов на основе металлов и их сплавов, обеспечивающих улучшенную работу изделия (конструкции). Одним из способов создания таких материалов является формирование при термомеханической обработке заготовки специфичной внутренней структуры. Многие из методов обработки (горячие штамповка, формовка, прокатка и т.п.) осуществляются при повышенных температурах. Процессы перестроения структуры при таких условиях достаточно сложны и чувствительны к температурам и скоростям воздействий. Особенный интерес представляет группа методов обработки, основанных на явлении сверхпластического деформирования (СПД) [1], позволяющих получать мелкозернистую однородную либо градиентную структуру, уменьшать число сварных швов и расход материала, повышать гладкость поверхности [2]. При этом для сверхпластического деформирования характерна реализация и взаимодействие специфичных механизмов перестроения структуры, в частности, зернограничного скольжения (ЗГС), вызванных ЗГС разворотов зерен [3].

Подбор условий нагружения (в первую очередь поддерживаемых температуры и скорости деформации, возможно, неоднородных в объеме заготовки изделия), обеспечивающих формирование требуемой структуры при минимально возможных затратах энергии или времени изготовления, только эмпирическими методами – длительный и дорогостоящий процесс. Перспективным представляется применение аппарата математического моделирования. Отметим, что для решения задач оптимизации внутренней структуры (размеров зерен, распределения ориентаций и т.п.) требуются модели материала – конститутивные модели (КМ), описывающие эволюцию этой структуры при разных условиях. К таким моделям относятся многоуровневые КМ на основе физических теорий пластичности [4, 5], предполагающие использование т.н. внутренних переменных, связанных с параметрами структуры, формулировку эволюционных уравнений для них и явный учет действующих механизмов деформирования.

К настоящему моменту предложен ряд многоуровневых моделей для описания сверхпластического деформирования (например, [6, 7]), однако указанные модели, как правило, не описывают взаимодействие всех значимых механизмов СПД и влияние на них температурно-скоростных условий (в т.ч. изменяющихся во времени), не способны воспроизводить переход между режимом обычного горячего деформирования и СПД. Целью настоящей работы является модификация трехуровневой модели [8] путем более детального учета влияния температуры и скорости деформации, описания деформационного поведения в т.ч при неизотермических условиях.

Модифицированная модель включает 3 масштабных уровня: макроуровень – уровень представительного объема, мезоуровень – уровень зерна (кристаллита), уровень описания зернограничного скольжения. Она содержит подмодели, связанные с действием отдельных механизмов деформирования. В силу сложности полной трехуровневой модели СПД, апробация модифицированной модели производилась в два этапа.

На первом этапе апробировалась подмодель внутризеренного дислокационного скольжения – базовая двухуровневая модель горячего деформирования [9], модифицированная с учетом проведенного обзора существующих моделей [10]. Параметры модели были идентифицированы для алюминиево-магниевого сплава 1565ч. Диаграммы нагружения для квазиодноосного сжатия, полученные с использованием модели [9], удовлетворительно соответствуют экспериментальным данным [11]. Анализ расчетных кристаллографических текстур также показывает качественное соответствие известным экспериментальным зависимостям. Апробация модели была дополнена исследованием

устойчивости к возмущению ее параметров и кинематических и тепловых воздействий.

Далее модифицированная трехуровневая модель, включающая подмодели зернограничного скольжения и роста зерен в процессе миграции высокоугловых границ, была идентифицирована для ультрамелкозернистого сплава 1565ч при различных температурах и скоростях деформации. Расчетные диаграммы нагружения при различных скоростях деформирования и температурах 250 С и 300 С для квазиодноосного растяжения удовлетворительно соответствуют экспериментальным данным [12]. Полученные данные об изменении текстуры и среднего размера зерна согласуются с приводимой в литературе информацией о наблюдаемых в опытах тенденциях [3, 5]. С помощью вычислительных экспериментов было исследовано изменение показателя скоростной чувствительности в процессе нагружения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00747, https://rscf.ru/project/25-19-00747/.

1. Васин Р.А., Еникеев Ф.У. Введение в механику сверхпластичности: В 2-х ч. Ч.1. – Уфа: Гилем, 1998. – 280 с.
2. Mulyukov R.R., Nazarov A.A., Imayev R.M. Current achievements on superplasticity and related phenomena at the Institute for Metals Superplasticity Problems // Lett. Mater. – 2018. – Vol. 8. – P. 384-400. – DOI: 10.22226/2410-3535-2018-4-510-516.
3. Microstructural evolution and deformation mechanisms of superplastic aluminium alloys: A review / G.-T. Zou, S.-J. Chen, Y.-Q. Xu et al. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. - 2024. – Vol. 34. – P. 3069-3092. – DOI: 10.1016/S1003-6326(24)66596-9.
4. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 5–22.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с.
6. Revealing grain boundary sliding from textures of a deformed nanocrystalline Pd–Au alloy / L.S. Toth, W. Skrotzki, Y. Zhao et al. // Materials. – 2018. – Vol. 11, Iss. 190. – DOI: 10.3390/ma11020190.
7. Modeling of the thermo-mechanical response and texture evolution of WE43 Mg alloy in the dynamic recrystallization regime using a viscoplastic self-consistent formulation / M. Zecevic, M. Knezevic, B. McWilliams, R. A. Lebensohn // Int J Plast. – 2020. – Vol. 130. – P. 102705. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2020.102705.
8. 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. 822. – DOI: 10.3390/cryst10090822.
9. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. Двухуровневая конститутивная модель металла с комплексным учетом изменяющихся температурно-скоростных условий // Физ. мезомех. – 2024. – Т. 27, № 2 – С. 50-68. – DOI: 10.55652/1683-805X_2024_27_2_50-68.
10. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. О способах учета изменяющихся температурно-скоростных условий в многоуровневых конститутивных моделях для описания деформирования металлов (аналитический обзор) // Физ. мезомех. – 2023. – Т. 26, № 6 – С. 27-48. – DOI: 10.55652/1683-805X_2023_26_6_27.
11. Investigation of Texture Structure and Mechanical Properties Evolution during Hot Deformation of 1565 Aluminum Alloy / S. Rushchits, E. Aryshenskii, R. Kawalla, V. Serebryany // MSF. – 2016. – Vol. 854. – P. 73–78. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.854.73.
12. Проявление сверхпластичности при пониженных температурах сплава 1565ч системы Al–Mg в ультрамелкозернистом и наноструктурном состояниях / Е.В. Бобрук, И.А. Рамазанов, В.В. Астанин и др. // Физика металлов и металловедение. – 2023. – Т. 124, №8. – С. 771–782. – DOI: 10.31857/S0015323023600880.

Применение нечёткой логики для прогнозирования микротвердости керамических материалов на основе гидроксиапатита

Высоцкая О.В., Погудин В.Ю., Резванова А.Е.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Гидроксиапатит ($Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$) является основным минеральным компонентом костной ткани и широко используется в качестве биосовместимого керамического материала для костных имплантатов. Однако низкие механические характеристики чистого ГА – в частности, низкая микротвердость и высокая хрупкость – ограничивают его применение в областях с высокими нагрузками [1]. Одним из наиболее перспективных методов упрочнения ГА является введение многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ), которые благодаря высокой прочности и модулю упругости способны эффективно армировать керамическую матрицу [2].

Классический метод измерения микротвердости композитов предполагает дискретный набор нагрузок (100, 200, 300, 500, 1000 гс и т.д.), что оставляет «белые пятна» в области промежуточных значений (например, 400, 600, 700, 800, 900 гс)[3]. Получение экспериментальных данных для каждой такой нагрузки потребовало бы значительного количества образцов и измерений, что зачастую невозможно из-за ограниченности материала или времени.

В настоящее время данную проблему предлагается решить, используя нечёткую логику. Разработанная система нечёткого вывода относится к типу Мамдани, однако с элементами Сугено в части дефаззификации (центр тяжести). Алгоритм нечеткой логики получает на вход два параметра - концентрацию в диапазоне от 0 до 2,0 масс.% и нагрузку индентирования в диапазоне от 0 до 1000 гс. Эти два параметра являются лингвистическими переменными. В свою очередь для каждой лингвистической переменной определены функции принадлежности. Также алгоритм нечёткой логики имеет один выход - микротвердость ГА, которая также представляет собой лингвистическую переменную с функцией принадлежности.

В результате сформулирована база правил, которая была апробирована на экспериментальных данных. Каждое правило имеет структуру «ЕСЛИ <посылка> ТО <заключение>». Важной особенностью реализованного алгоритма является комбинированный подход, объединяющий нечёткий вывод с поправкой на экспериментальные данные. Такая схема позволяет сохранить физическую обоснованность нечёткой модели (которая доминирует) и одновременно калибровать прогноз по фактическим данным, снижая систематическую ошибку.

Для демонстрации возможностей системы выбраны нагрузки, отсутствующие в исходном экспериментальном наборе: 400, 600, 700, 800, 900 гс. Прогноз выполняется для всех концентраций МУНТ (0, 0.1, 0.2, 0.5, 1.0, 2.0 масс.%).

Для всех исследованных концентраций прогнозные кривые ложатся в доверительные интервалы экспериментальных данных, что подтверждает корректность выбранных функций принадлежности и базы правил. Максимальное упрочнение зафиксировано при концентрации 0,1масс.% МУНТ (рис. 1).

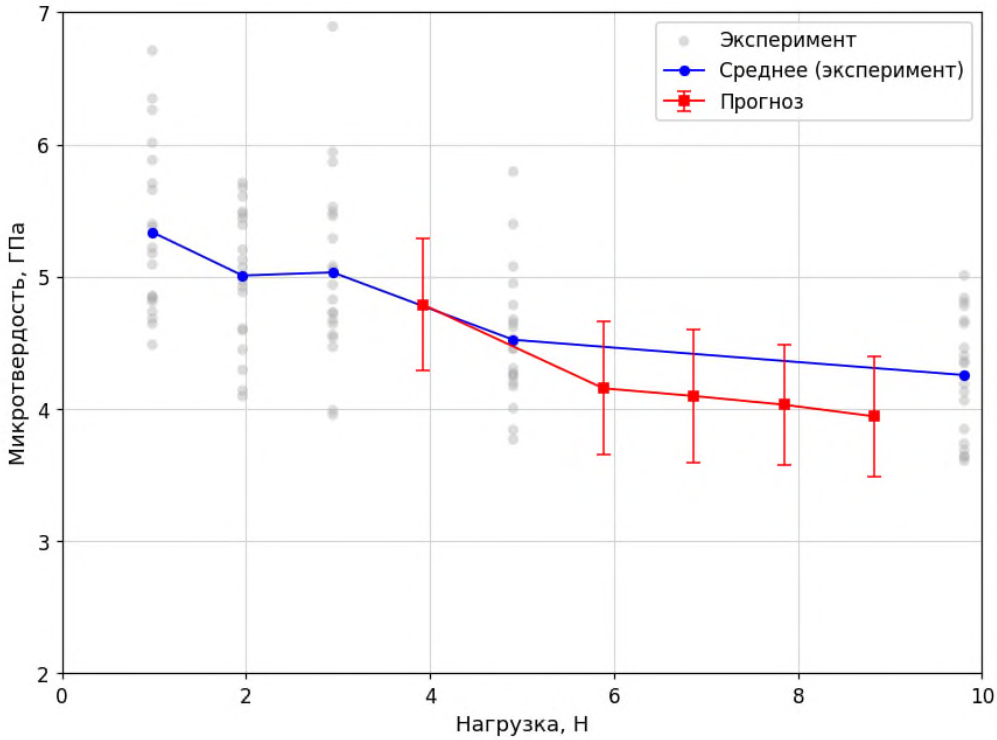


Рис. 1. Микротвердость ГА с 0,1% концентрации МУНТ, рассчитанный с помощью алгоритма нечеткой логики

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-23-20233 (https://rscf.ru/project/25-23-20233/) гранта в форме субсидии, выделяемого Департаментом по научно-технологическому развитию и инновационной деятельности Томской области (Соглашение № 02/3/2026).

1. Suchanek W., Yoshimura M. Processing and properties of hydroxyapatite-based biomaterials for use as hard tissue replacement implants // Journal of Materials Research. – 1998. – Vol. 13, No. 1. – P. 94–117.
2. Boron nitride nanotube reinforced hydroxyapatite composite: Mechanical and tribological performance and in-vitro biocompatibility / D. Lahiri, V. Singh, A.P. Benaduce, S. Seal, L. Kos, A. Agarwal // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2010. – Vol. 3. – P. 440–451.
3. Методы измерения твёрдости и микротвёрдости материалов / В.П. Будников, Г.В. Лямина, В.В. Новиков - М.: Наука, 2017. – 184 с.
4. Zadeh L.A. Fuzzy sets // Information and Control. – 1965. – Vol. 8, No. 3. – P. 338–353.
5. Mamdani E.H., Assilian S. An experiment in linguistic synthesis with a fuzzy logic controller // International Journal of Man-Machine Studies. – 1975. – Vol. 7, No. 1. – P. 1–13.

Прямое многоуровневое моделирование: применение для исследования процессов ортогонального резания металлов и сплавов

Вяткин Я.В., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Актуальные запросы промышленности требуют создание эффективных методов термомеханической обработки металлов и сплавов для получения деталей и изделий с заданными рабочими характеристиками [1]. Для проектирования, анализа и рационализации подобных процессов необходимы современные математические модели, основанные на конститутивных соотношениях, способных описывать состояние внутренней мезо- и микроструктуры материала [2]. Одним из наиболее перспективных направлений является многоуровневое моделирование, основанное на физических теориях пластичности моно- и поликристаллических тел [3]. В частности, так называемые подходы прямого численного моделирования, позволяющие явно рассматривать геометрию фазовой и зеренной структуры поликристаллических агрегатов, открывают возможности для детального изучения таких явлений, как влияние внутренних и внешних границ кристаллитов на механический отклик, образование новых свободных поверхностей и изменение их свойств [4]. Описанные выше явления напрямую связаны с задачами исследования механической обработки, которые решаются в рамках постановок, соответствующих физически и геометрически нелинейным начально-краевым задачам с контактными условиями [5].

Работа ограничивается описанием процессов ортогонального резания, как одного из наиболее распространенных способов механической обработки. Основной рассматриваемый класс материалов в данном исследовании – это многофазные стали (в частности, дуплекс-стали) [6]. Особый интерес представляет детальное описание зоны контактного взаимодействия режущего инструмента и заготовки на предмет эволюции внутренней структуры материала и образования шероховатости на новой свободной поверхности [7]. Способ решения задачи определен в рамках комбинированного подхода, который подразумевает описание процесса на двух масштабных уровнях: «макро» – уровень описания процесса контактного взаимодействия и снятия материала; «мезо» – уровень описания эволюционирующей внутренней структуры материала под внешними механическим воздействиями.

На макроуровне поставлена термомеханическая начально-краевая задача с учетом нелинейного контактного взаимодействия, тепловыделения за счет трения инструмента и заготовки, диссипации энергии на пластических деформациях и образования новых свободных поверхностей. Постановка записана в актуальной конфигурации с учетом динамических эффектов. Закон трения выбран в соответствии с моделью Амонтона–Кулона–Зибеля (или Зорева) [5]. Конститутивная модель материала на макроуровне выбрана в соответствии с широко известными упругопластическими макрофеноменологическими моделями: изотропный гипоупругий закон Гука, ассоциативный закон пластического течения.

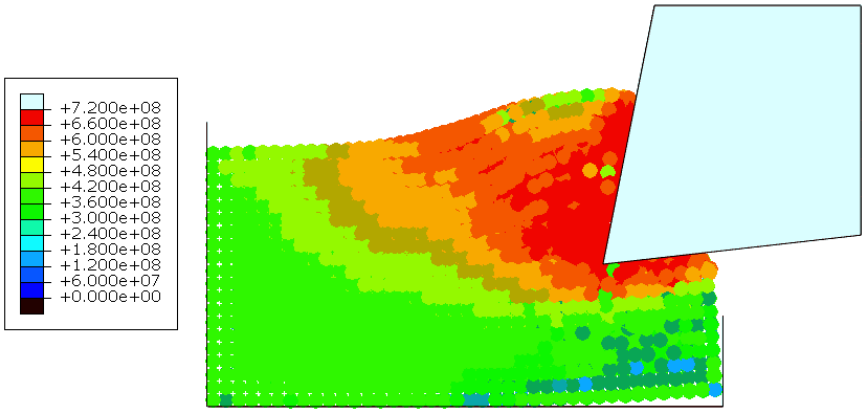
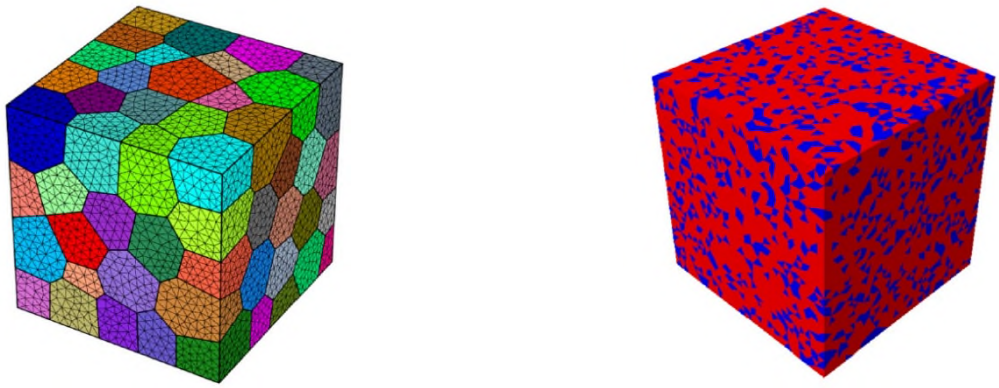


Рис. 1. Моделирование процесса ортогонального резание, распределения интенсивности напряжений (Па)

Предварительные наработки по решению задачи получены различными численными методами: конечных элементов (МКЭ, FEM) и сглаженных частиц (SPH). Некоторые результаты решения задачи ортогонального резания, полученные методом SPH в программном пакете Abaqus, приведен на рис. 1.

На мезоуровне поставлена прямая задача описания представительного двухфазного (феррит/аустенит) поликристаллического агрегата, которая также рассматривается как краевая задача. На данном масштабе используется конститутивная подмодель кристаллита, учитывающая дислокационное скольжение по кристаллографическим системам, ротации решётки, нелинейное анизотропное упрочнение с насыщением, влияние межкристаллитных и свободных границ на физические свойства материала. Зеренная структура генерировалась в специализированном программном пакете Neper с заданными статистическими свойствами по количеству, размеру и сферичности отдельных зерен [8]. Фазовая структура типа «островковой» получена путем квазиравномерного распределения аустенитных включений в ферритную матрицу. Пример таких структур представлен на рис.2.



а б

Рис. 2. Пример зеренной структуры (а) и фазовой структуры (б)

Проведено численное моделирование деформирования поликристаллических образцов, получены решения начально-краевых задач в Abaqus с помощью оригинального пользовательского программного обеспечения (VUMAT). Образ процесса нагружения при этом получен путем предварительных расчетов в задаче резания на макроуровне.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №25-19-00785).

1. Severe plastic deformation for producing superfunctional ultrafine-grained and heterostructured materials: an interdisciplinary review / K. Edalati, A.Q. Ahmed, S. Akrami, K. Ameyama, V. Aptukov, R.N. Asfandiyarov, M. Ashida, V. Astanin, A. Bachmaier, V. Beloshenko, E.V. Bobruk // J. Alloys Compd. – 2024. – Vol. 1002. – P. 174667. – DOI:10.1016/j.jallcom.2024.174667.

2. Engel U., Eckstein R. Microforming – from basic research to its realization // J. Mater. Process. Technol. – 2002. – Vol. 125-126. – P. 35–44. – DOI: 10.1016/S0924-0136(02)00415-6.

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. Yang Z., Ngan A.H.W. A multi-scale crystal-plasticity finite-element framework coupled with efficient and minimalist continuum dislocation dynamics // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. – 2025. – Vol. 33. – P. 045012. – DOI:10.1088/1361-651X/add7f7.

5. A comprehensive review of finite element modeling of orthogonal machining process: chip formation and surface integrity predictions / M. Sadeghifar, R. Sedaghati, W. Jomaa, V. Songmene // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2018. – Vol. 96. – P. 3747–3791. – DOI:10.1007/s00170-018-1759-6.

6. Duplex Steels: Structure, Experiments, Macrophenomenological Constitutive Models (Review) / P.V. Trusov, N.V. Kotelnikova, E.S. Makarevich, N.D. Nyashina // PNRPU Mech. Bull. – 2025. – Vol. 3. – P. 114–134. – DOI:10.15593/perm.mech/2025.3.10.

7. Numerical analyses of surface roughness during bending of FCC single crystals and polycrystals / J. Rossiter, A. Brahme, K. Inal, R. Mishra. // Int. J. Plast. – 2013. – Vol. 46. – P. 82–93. – DOI:10.1016/j.ijplas.2013.01.016.

8. Quey R., Dawson P.R., Barbe F. Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing // Comput. Methods Appl. Mech. Eng. – 2011. – Vol. 200. – P. 1729–1745. – DOI:10.1016/j.cma.2011.01.002.

Прямая многоуровневая конститутивная модель для описания формирования шероховатости на свободной поверхности кристаллита никелевого сплава Inconel 718

Гладких П.А., Вяткин Я.В., Романов К.А., Кондратьев Н.С.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Технологические процессы механической обработки, такие как точение, фрезерование и шлифование, а также методы обработки металлов давлением определяют не только конечную форму изделия, но и качество поверхностного слоя детали, от которого зависят многие эксплуатационные свойства. В ходе возникающих при обработке термомеханических воздействий происходит перестроение микроструктуры материала и формируется поверхностный рельеф изделия [1, 2]. Развивающиеся в результате процессов обработки шероховатость и остаточные напряжения являются ключевыми факторами, от которых зависит усталостный ресурс [3–5], стойкость к износу [6, 7] и устойчивость к коррозии [8] в металлических деталях. Поэтому задача моделирования формирования поверхностного рельефа при обработке является востребованной с практической точки зрения. Наиболее остро она стоит при работе с жаропрочными никелевыми сплавами — материалами, без которых немыслимо современное авиа- и ракетостроение, а также энергетическое машиностроение [9, 10]. Лопатки турбин, компрессорные диски, камеры сгорания и тяговые агрегаты — все эти компоненты, эксплуатируемые при экстремальных температурах и в химически агрессивных средах, производятся именно из таких сплавов [7, 11].

Возникновение шероховатости является следствием неоднородности пластического течения металлов и сплавов на микро- и мезомасштабах. Анизотропия упругопластических свойств и различия в кристаллографической ориентации соседних субзерен приводят к неравномерному распределению деформации, что вызывает развитие интрузий и экструзий на свободной поверхности, которые в совокупности создают сложный поверхностный рельеф. Поскольку данные механизмы имеют ярко выраженную микроструктурную природу, традиционные макрофеноменологические или эмпирические подходы не позволяют их описать с достаточной точностью. В связи с этим для моделирования формирования шероховатости наиболее популярными и физически обоснованными являются прямые многоуровневые конститутивные модели, позволяющие в явном виде учитывать эволюцию внутренней структуры материала и механизмы деформирования.

В данном исследовании изучаются механизмы формирования шероховатости на свободной поверхности кристаллита сплава Inconel 718 с помощью прямой многоуровневой конститутивной модели, в которой субзеренная структура учтена в явном виде. Для воспроизведения деформирования в стесненных условиях в объеме зерна кристаллит был помещён в упругопластическую матрицу с осреднёнными свойствами того же сплава, которая передавала механическое воздействие на него. Расчёты выполнялись для задачи изгиба при нескольких базовых начальных кристаллографических ориентациях ГЦК-решетки. Основным параметром, характеризующим шероховатость свободной поверхности, являлся параметр S_a, равный среднему арифметическому абсолютного отклонения высот точек поверхности от базовой (средней) плоскости в пределах заданного участка.

Анализ результатов позволил выявить, каким образом ориентация кристаллита влияет на развитие поверхностного рельефа кристаллита. По результатам проведенного исследования была выявлена иерархия текстурных компонент по влиянию на шероховатость (от наибольшей к наименьшей) для заданного в работе нагружения изгибом (Goss > Brass > S1 > Copper > Cube), а также было показано, что наибольшее отклонение от средней плоскости имеют точки в центральной области свободной поверхности кристаллита.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSNM-2026-0007).

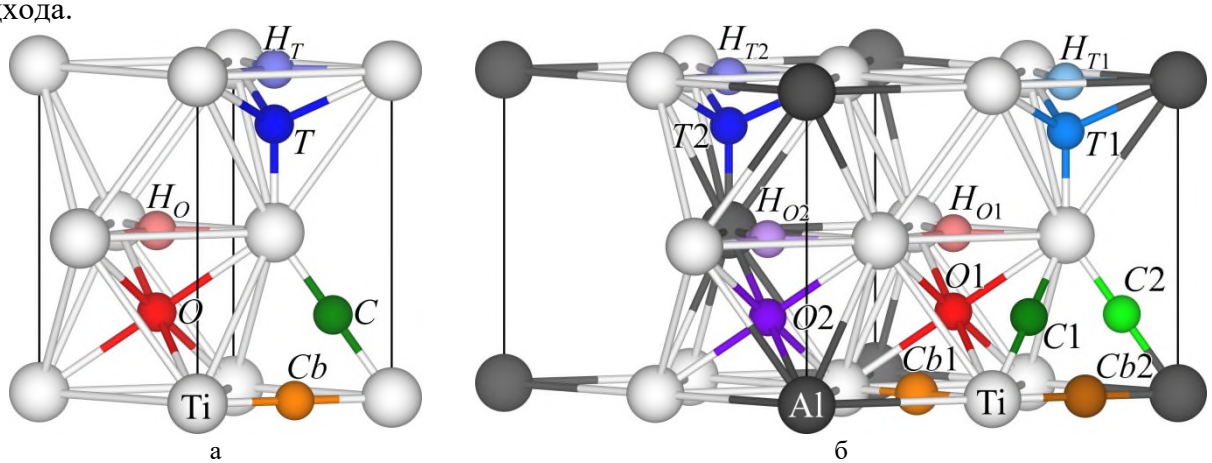
1. Experimental study on surface integrity of nickel-based superalloy in ultrasonic elliptical vibration cutting / G. Hu, Y. Lu, S. Zhou, M. Zhang, X. He, F. Zhang, G. Chen // Micromachines. – 2025. – Vol. 16. – P. 728. –

DOI:10.3390/mi16070728.
2. Recent advances in modelling and simulation of surface integrity in machining – a review / A. Malakizadi, R. Bertolini, F. Ducobu, Z. M. Kilic, M. C. Magnanini, A. Shokrani // Procedia CIRP. – 2022. – Vol. 115. – P. 232–240. – DOI:10.1016/j.procir.2022.10.079.
3. The influence of machining induced surface integrity and residual stress on the fatigue performance of Ti-6Al-4V following polycrystalline diamond and coated cemented carbide milling / T. Childerhouse, R. M'Saoubi, L. Franca, N. Weston, P. Crawforth, M. Jackson // Int. J. Fatigue. – 2022. – Vol. 163. – P. 107054. – DOI:10.1016/j.ijfatigue.2022.107054.
4. Research on Surface Integrity and Fatigue Properties in the Turning of TC17 Titanium Alloy Based on the Response Surface Method / X. Lai, Y. Wang, D. Wang, G. Zhao, Y. Yang // Materials. – 2023. – Vol. 16. – P. 7180. – DOI:10.3390/ma16227180.
5. Surface integrity and fatigue life of Inconel 718 by ultrasonic peening milling / X. Yin, X. Li, Y. Liu, D. Geng, D. Zhang // J. Mater. Res. Technol. – 2023. – Vol. 22. – P. 1392–1409. – DOI:10.1016/j.jmrt.2022.12.019.
6. Tribological behavior of steel-steel pair: Influence of roughness and cutting parameters / H. Bouhabila, A. Bouchoucha, A. Merabet, R. Benzerga, C. Le Paven // J. Mech. Eng. Sci. – 2022. – Vol. 16. – P. 9043–9055. – DOI:10.15282/jmes.16.3.2022.07.0716.
7. Ulutan D., Ozel T. Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review // Int. J. Mach. Tools Manuf. – 2011. – Vol. 51. – P. 250–280. – DOI:10.1016/j.ijmachtools.2010.11.003.
8. Effect of Surface Roughness on Corrosion Resistance of Mooring Chains for Offshore Floating Photovoltaics / F. Wang, Y. Wang, W. Wang, B. Lin, M. Qu // Metals. – 2024. – Vol. 14. – P. 1181. – DOI:10.3390/met14101181.
9. Inconel alloys: A comprehensive review of properties and advanced manufacturing techniques / M. A. Iqbal, K. Skotnicová, A. Shafiq, T. N. Sindhu // Int. J. Thermofluids. – 2025. – Vol. 29. – P. 101394. – DOI:10.1016/j.ijft.2025.101394.
10. Kavyassree G., Srimathi S., Abdullah M.K. Comparative Analysis of Inconel 718 and Inconel 625 for Rocket Nozzles: Performance, Durability, and Manufacturing Influence // Acceleron Aerospace Journal. – 2025. – Vol. 4. – P. 1002–1009. – DOI:10.61359/11.2106-2516.
11. Effects of machined surface integrity on high-temperature low-cycle fatigue life and process parameters optimization of turning superalloy Inconel 718 / X. Ren, Z. Liu, X. Liang, P. Cui // Materials. – 2021. – Vol. 14. – P. 2428. – DOI:10.3390/ma14092428.

Особенности диффузии углерода в α-Ti и α_2-Ti_3Al

[1,2]Горев Н.Д., [1]Бакулин А.В., [1,2]Кулькова С.Е.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Титан и его интерметаллические сплавы с алюминием в последние годы используются, например, в газотурбинных авиационных двигателях в качестве материала для лопаток турбин низкого давления вместо традиционных более тяжелых никелевых сплавов. Это возможно из-за их хороших механических свойств, таких как высокая удельная прочность, коррозионной стойкости и способности выдерживать высокие температуры. В настоящее время алюминиды титана по удельной прочности и модулю упругости превосходят все традиционные конструкционные материалы в интервале температур 600–850°C. Однако эти материалы характеризуются хрупкостью и низкой трещиностойкостью при высоких температурах. Повышение их механических характеристик возможно за счет легирования, поэтому изучение диффузии металлических и неметаллических примесей имеет важное значение для разработки высокоэффективных материалов для аэрокосмической, автомобильной, энергетической и других отраслей. В этой связи α-Ti и α_2-Ti_3Al являются хорошими модельными системами, имеющими одинаковую кристаллическую структуру для изучения диффузии примесей. Несмотря на интенсивное экспериментальное и теоретическое изучение междоузельной диффузии кислорода в α-Ti и α_2-Ti_3Al [1], диффузионное поведение углерода изучено в меньшей степени. Известно, что примеси легких элементов имеют высокую растворимость в α-Ti и его сплавах. Более того, эти элементы являются «α-стабилизаторами» и способствуют образованию α-фазы при высокой температуре. Растворяясь в матрице, они вызывают искажение кристаллической решетки, способствуют охрупчиванию и потере пластичности. Считается, что высокие коэффициенты диффузии, на несколько порядков выше коэффициента самодиффузии титана, приводят к образованию твердого и хрупкого поверхностного слоя. Поэтому понимание механизмов миграции легких элементов в α-Ti и его сплавах важно для проектирования новых высокотемпературных титановых сплавов. Экспериментальное измерение коэффициента диффузии (D) довольно сложно, кроме того, при его оценке возникает ряд проблем, связанных с чистотой образцов, возможностью использования радиоактивных индикаторов и т.д., вследствие чего разброс в значениях коэффициентов диффузии и энергий активации оказывается значительным. Теоретические расчеты коэффициента диффузии требуют разработки программ для его оценки, поскольку современные программные комплексы позволяют оценивать лишь барьеры миграции. Целью данной работы является сравнительное изучение энергетики образования дефектов, барьеров миграции между стабильными позициями внедрения в α-Ti и α_2-Ti_3Al, а также оценка температурных коэффициентов диффузии с помощью метода Лэндмана и статистического подхода.



а б

Рис. 1. Элементарная ячейка α-Ti (а) и α_2-Ti_3Al (б) с позициями внедрения

Рассмотренные позиции внедрения углерода в двух материалах представлены на рис. 1.

Расчеты показали, что наиболее предпочтительными позициями для углерода являются октаэдрические *O*-позиции в α-Ti и α2-Ti_3Al. Кроме того, в α-Ti стабильными являются краудионы между атомами титана в базальной плоскости (*Cb*) и в смежных плоскостях (*C*). В сплаве наличие алюминия в локальном окружении титана приводит к тому, что позиций внедрения в два раза больше по сравнению с титаном, при этом стабильными являются *O1, O*2, *C*2, *Cb*1, *Cb*2, H_{T1} и H_{T2}. Методом подталкивающих упругих связей были рассчитаны барьеры миграции углерода. В случае α-Ti наиболее высокие барьеры миграции вдоль *a*-оси (1,85 эВ) и *c*-оси (3,28 эВ) найдены для путей $Cb \rightarrow H_O \rightarrow Cb$ и $O \rightarrow H_O \rightarrow Cb$ соответственно. Энергетически предпочтительными оказались пути $Cb \rightarrow H_T \rightarrow Cb$ (0,72 эВ) и $C \rightarrow O$ (0,11 эВ) вдоль *a*-оси и $C \rightarrow C$ (1,12 эВ) и $Cb \rightarrow C$ (0,38 эВ) вдоль *c*-оси. В случае α2-Ti_3Al получены следующие предпочтительные пути диффузии: $C2 \rightarrow O2$ (0,11 эВ) вдоль *a*-оси и $H_{O1} \rightarrow O1$ (0,05 эВ) и $H_{O2} \rightarrow O2$ (0,06 эВ) вдоль *c*-оси.

В рамках междоузельного механизма диффузии методом Лэндмана были получены следующие аналитические выражения для D_a и D_c углерода в α-Ti, включающие скорости перескоков (Г) между позициями внедрения:

$$D_a = a_0^2 \frac{\Gamma_{OC,a}\Gamma_{CbO}}{\Gamma_{OCb} + \Gamma_{CbO}}, \; D_c = c_0^2 \frac{\Gamma_{OCb}\Gamma_{CbO}}{\Gamma_{OCb} + \Gamma_{CbO}}. \quad (1)$$

Полученный поликристаллический коэффициент диффузии углерода в α-Ti (Рис. 2а) хорошо согласуются с экспериментом [2]. Рассчитанные коэффициенты диффузии углерода в рамках статистического подхода в α2-Ti_3Al (Рис. 2б) в форме закона Аррениуса имеют следующий вид:

$$D_c(Ti_3Al) = 2{,}60 \cdot 10^{-8} \exp\left(-\frac{2{,}36}{k_B T}\right) \text{м}^2/\text{с}, \quad D_a(Ti_3Al) = 1{,}08 \cdot 10^{-8} \exp\left(-\frac{2{,}37}{k_B T}\right) \text{м}^2/\text{с}. \quad (2)$$

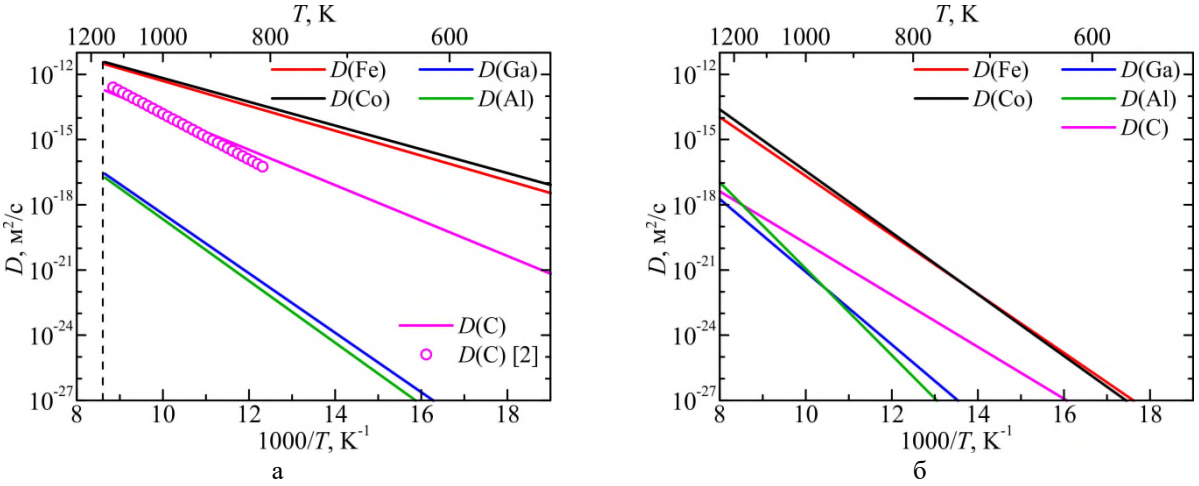


Рис. 2. Поликристаллические коэффициенты диффузии в α-Ti (а) и α2-Ti_3Al (б)

Наличие алюминия в сплаве приводит к повышению ковалентности связей атомов примеси с матрицей, что замедляет диффузию. Для углерода отличие коэффициентов диффузии в чистом титане и сплаве с алюминием составляет не менее 5 порядков. Углерод диффундирует медленнее, чем аномально быстрые примеси (Fe, Co и др.), но быстрее, чем нормальные примеси (Al, Ga и др.).

Работа выполнена частично при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-23-00097), а также в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0008. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Oxygen diffusion in Ti_3Al single crystals / Y. Koizumi , M. Kishimoto, Y. Minamino, H. Nakajima // Philos. Mag. – 2008. – Vol. 88, № 24. – P. 2991–3010. – DOI:10.1080/14786430802419135.
2. Minkwitz Chr., Herzig Chr. Diffusion of ^{14}C in single and polycrystalline α-titanium // Defect Diffus. Forum. – 1997. – Vol. 143. – P. 61–66. – DOI:10.4028/www.scientific.net/DDF.143-147.61.

Прогнозирование эффективных свойств SiO_2-керамик на основе нейросетевого анализа синтетических данных

Григорьев А.С., Волобуев А.С., Шилько Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Спеченные огнеупорные материалы имеют сложную композитную структуру, в которой основными структурными элементами являются консолидированные конгломераты зерен и несплошности различного происхождения (поры). Величина пористости и морфология порового пространства играют определяющую роль в формировании комплекса теплофизических и механических характеристик материала [1, 2]. Одному и тому же значению пористости может соответствовать существенно различная морфология порового пространства, характеризующаяся различными значениями удельной поверхности, геометрии отдельных пор, толщины стенок порового каркаса и т.д. Совокупное влияние этих параметров определяет эффективные свойства пористого материала. Однако до сих пор нет полного понимания того, каким образом отдельные параметры поровой структуры связаны с эффективными характеристиками материала и каков характер их совместного влияния.

Компьютерный анализ и дизайн сложной композитной структуры спеченных керамических материалов с использованием искусственных нейронных сетей (ИНС) является эффективным способом исследования зависимостей между параметрами структуры и служебными свойствами материала. ИНС зарекомендовали себя как эффективный инструмент аппроксимации нелинейных зависимостей, позволяющий осуществлять прямое прогнозирование эффективных механических и теплофизических свойств композиционных керамик. Поэтому целью настоящей работы является разработка подхода к прогнозированию эффективных механических и теплофизических свойств спеченных керамических матераилов, базирующегося на анализе синтетических данных с помощью ИНС.

Обучающие данные для ИНС сформированы на основе комплекса статистических геометрических параметров поровой структуры, а также соответствующих им эффективных модулей упругости, пределов прочности и коэффициентов теплопроводности, полученных в результате прямого численного моделирования мезоскопических представительных образцов динасовых (SiO_2) огнеупоров [3] методом однородно деформируемых дискретных элементов. Ранее авторами была разработана мезомасштабная структурно-механическая модель этого материала [4], явно учитывающая его поровую структуру. На ее основе синтезирована серия образцов с варьируемыми параметрами порового пространства, для которых определены как структурные индикаторы, так и искомые эффективные свойства. Совокупность полученных данных распределена по трем независимым выборкам: обучающей, валидационной и тестовой. Интерпретация результатов выполнена с применением SHAP-анализа, позволившего ранжировать структурные параметры по степени их влияния на физико-механические характеристики материала.

В качестве основного инструмента прогнозирования эффективных свойств была выбрана полносвязная сеть прямого распространения (многослойный персептрон). Выбор данной архитектуры обусловлен её универсальностью при решении задач регрессии, а также способностью аппроксимировать сложные нелинейные зависимости между геометрическими и статистическими характеристиками поровой структуры и макроскопическими физико-механическими свойствами. Разработанная ИНС состоит из входного слоя (его размерность определяется количеством рассматриваемых параметров поровой структуры), одного скрытого слоя и выходного слоя, число нейронов в котором соответствует количеству прогнозируемых величин (эффективные модули упругости, пределы прочности и коэффициенты теплопроводности). Обучение сети реализовано методом обратного распространения ошибки с использованием оптимизатора Adam (Adaptive Moment Estimation). Качество обучения ИНС оценивалось путем анализа изменения средней абсолютной ошибки (MAE) на валидационной выборке и диаграмм рассеяния (рис. 1).

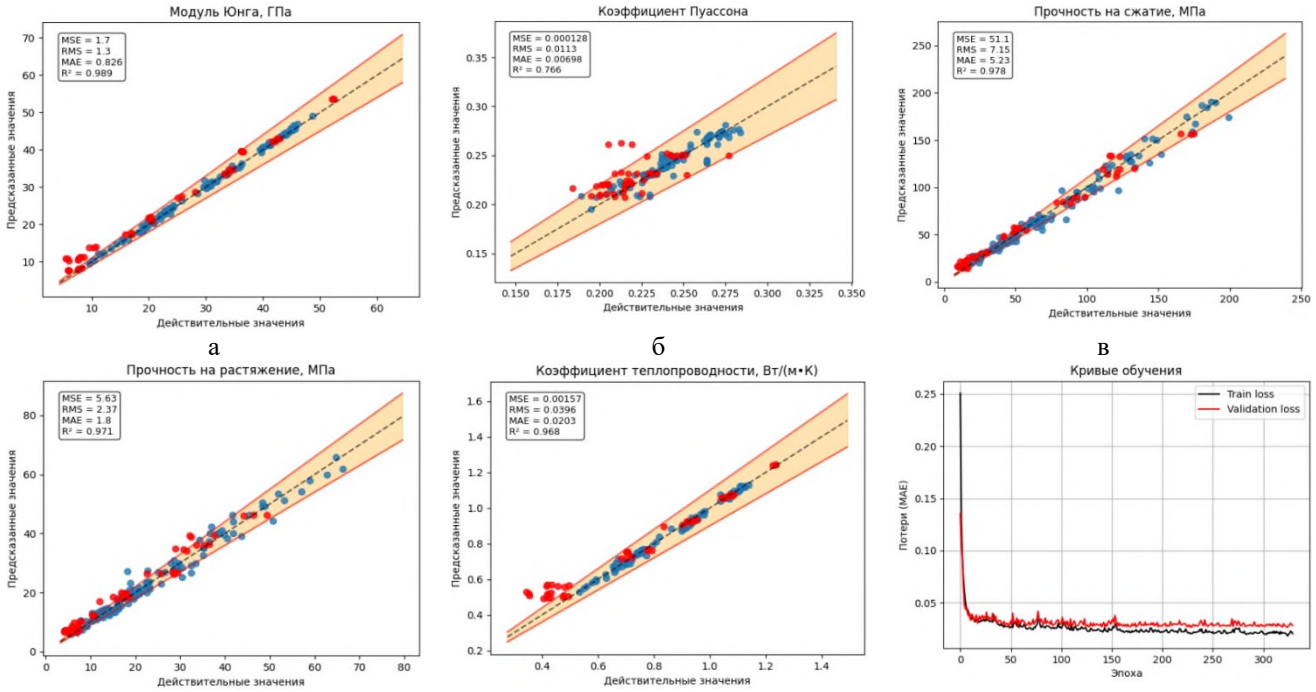


Рис. 1. Диаграммы рассеяния для выходных параметров: модуль Юнга (а), коэффициент Пуассона (б), пределы прочности при сжатии (в) и растяжении (г), эффективный коэффициент теплопроводности (д) и кривые обучения (е). Синие точки соответствуют примерам из валидационной выборки, красные точки – из тестовой выборки

Результаты исследования позволили выявить ключевые управляющие параметры поровой структуры, определяющие эффективные механические и теплофизические свойства мезомасштабных образцов спеченных огнеупорных керамик на основе SiO_2. Установлено, что доминирующее влияние на комплекс эффективных свойств оказывает объем порового пространства, что подтверждает корректность принятого подхода к оценке значимости параметров. Вторыми по значимости выступают коэффициент сферичности пор и удельная поверхность порового пространства, которые преимущественно влияют на упругие характеристики материала и эффективный коэффициент теплопроводности. Для прочностных свойств выявлена иная закономерность: определяющую роль здесь играют параметры, характеризующие толщину межпоровых перегородок (стенок порового каркаса), тогда как форма пор (коэффициент сферичности) вносит менее значимый вклад в итоговые значения прочности при сжатии и растяжении.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

1. Numerical modelling of the quasi-brittle behaviour of refractory ceramics by considering microcracks effect / F. Asadi, D. André, S. Emam, P. Doumalin, M. Huger // J. Eur. Ceram. Soc. – 2022. – Vol. 42. – P. 1149–1161. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2021.11.016.
2. Discrete 3D modeling of porous-cracked ceramic at the microstructure scale / V. Longchamp, J. Girardot, D. André, F. Malaise, A. Quet, P. Carles, I. Iordanoff // J. Eur. Ceram. Soc. – 2023. – Vol. 44. – P. 2522–2436. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.026.
3. Failure of refractory masonry material under monotonic and cyclic loading – Crack propagation analysis / K. Andreev, Y. Yin, B. Luchini, I. Sabirov // Constr. Build. Mater. – 2021. – Vol. 299. – P. 124203. – DOI:10.1016/j.conbuildmat.2021.124203.
4. Analysis of the quasi-static and dynamic fracture of the silica refractory using the mesoscale discrete element modeling / A.S. Grigoriev, A.V. Zabolotskiy, E.V. Shilko, A.I. Dmitriev, K. Andreev // Materials. – 2021. – Vol. 14(23). – P. 7376. – DOI:10.3390/ma14237376.

Принцип параметрической эквивалентности как альтернатива критериям подобия в задачах триботехники

Григорьев А.Я.

Институт механики металлополимерных систем имени В.А. Белого НАН Беларуси, Гомель

Современные методы экспериментальных исследований существенно продвинули наше понимание многих физических процессов и механизмов в самых разных областях. В значительной мере это достигнуто благодаря применению теории подобия, позволяющей исследовать сложные явления в лабораторных условиях. Для иерархических систем, в которых особенности реализации тех или иных механизмов зависят от масштаба рассматриваемых параметров, критерии Рейнольдса, Маха, Био, Фурье или Прандтля позволяют перейти от размерных факторов (скоростей, сил, размеров, температур) к безразмерным комплексам. Их равенство для модели и натуры в пределах определенного диапазона значений предполагает, что соответствующие процессы в них подобны и могут масштабироваться.

К сожалению, для многих технических систем этот принцип не работает. Одновременная реализация множества взаимосвязанных явлений с их взаимными влияниями и действием неучтенных факторов затрудняет применение традиционных подходов к определению подобия и эквивалентности. Примером может служить фрикционное взаимодействие твердых тел, в котором могут одновременно проявляться различные механизмы трения и износа, часто конкурирующие друг с другом. Отношения между входными факторами трибосистем (нагрузка, скорость, материалы, шероховатость, смазка), промежуточными переменными (реальная площадь контакта, адгезия, температура, вязкость) и выходными характеристиками (коэффициент трения, износ) образуют сеть отношений с обратными связями, петлями и нелинейными синергетическими эффектами (рис. 1).

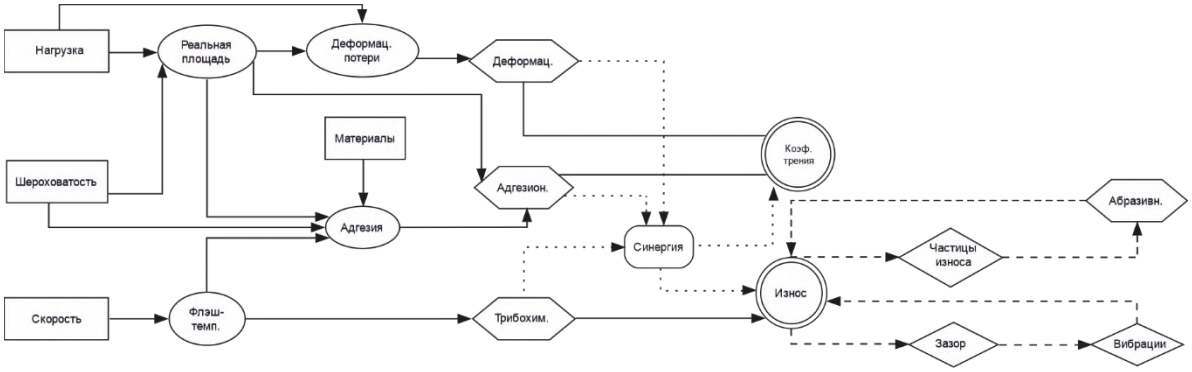


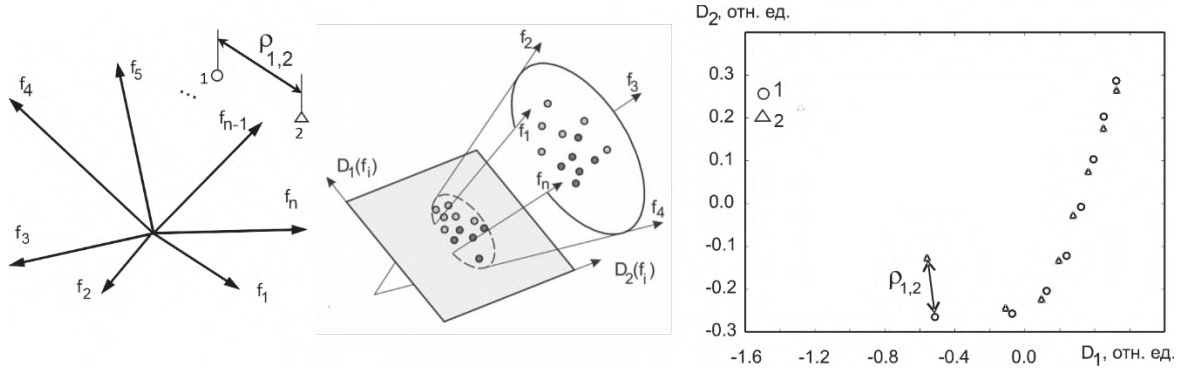
Рис. 1. Упрощенная сеть связи факторов сухого трения. Типы узлов: прямоугольники (входы), овалы (медиаторы), шестиугольники (механизмы), двойные круги (выходы), ромбы (петли), скругленный прямоугольник (синергия). Линии: сплошные – прямые связи, пунктирные – обратные петли, точки – синергия

Традиционные критерии подобия иерархических систем в таких условиях неэффективны. Проект VAMAS (1980-1990 гг.) продемонстрировал, что даже 31 аккредитованная лаборатория из 7 стран, проведя 109 испытаний одинаковых образцов в идентичных условиях, не смогла добиться удовлетворительной воспроизводимости результатов. Разброс оценок коэффициента трения составил почти 40%, а износа – 60% от величины их средних значений.

В данной работе для решения задач оценки эквивалентности сложных неиерархических систем предлагается подход, альтернативный традиционной теории подобия. В его основе положен принцип параметрической эквивалентности, известный как «утиный тест»: если две системы ведут себя одинаково, их можно считать эквивалентными независимо от различий в масштабе и условиях.

В основе метода лежит представление мгновенного состояния исследуемого объекта в многомерном пространстве в виде точки, координаты которой определяются значениями

регистрируемых в данный момент параметров (рис. 2 а). Изменение параметров во времени формирует гиперлинию, описывающую динамику поведения объекта. Тогда расстояние ρ между точками, соответствующими двум разным объектам, может служить мерой их параметрического сходства. Чем меньше это расстояние, тем более близки рассматриваемые объекты по своим функциональным характеристикам.



а б в

Рис. 2. Параметрическая эквивалентность систем: многомерное пространство параметров систем (а); проецирование многомерного пространства параметров состояния систем на плоскость (б); планы натурного и лабораторного экспериментов на плоскости (в)

Для проведения анализа состояния рассматриваемых систем проецируются на двумерную плоскость методами многомерного снижения размерности (MDS) с сохранением топологических соотношений между точками (рис. 2 б). В результате обе системы оказываются представленными в одном и том же редуцированном пространстве, где методом множественной регрессии определяются функции координат D_1 и D_2. Решение уравнения:

$$\left(\left(D_1^{(1)} - D_1^{(2)}\right)^2 + \left(D_2^{(1)} - D_2^{(2)}\right)^2\right)^{1/2} = 0.$$

позволяет количественно оценить степень параметрической эквивалентности систем. Если левая часть стремится к нулю, системы считаются эквивалентными независимо от различий в геометрии, масштабе или режимах испытаний. Ненулевое значение расстояния указывает на наличие неконтролируемого фактора, причём направление и величина отклонения могут служить подсказкой о его природе. Варьирование параметров в регрессионных моделях координат D_1 и D_2 позволяет идентифицировать наиболее вероятную причину расхождения. Кроме того, метод дает возможность прогнозировать значения параметров, которые в одном из сравниваемых экспериментов не измерялись, путем подстановки известных значений из другого эксперимента в регрессионные уравнения. Последовательное применение метода во времени позволяет отслеживать эволюцию степени эквивалентности и обнаруживать моменты качественного изменения поведения систем (например, при смене механизма изнашивания).

Метод апробирован при сопоставлении лабораторных и натурных испытаний полимерного узла трения скольжения. В динамике силы трения наблюдалось расхождение (рис. 2 в). Расстояние между точками состояний в редуцированном пространстве указало на различие начальных температур как наиболее вероятную причину. Корректировка этого параметра в наземном эксперименте позволила добиться эквивалентности экспериментов.

Предлагаемый метод позволяет оценивать эквивалентность испытаний, выявлять неконтролируемые факторы и прогнозировать параметры, которые не измерялись в одном из экспериментов (параметрическое дополнение). Дальнейшее развитие метода связано с реализацией методов поиска скрытых факторов и закономерностей, нелинейных взаимодействий и синергетических эффектов.

Исследование выполнено в рамках задания 4.2.6 подпрограммы 7.4 «Порошковые и композиционные материалы» ГПНИ «Современное материаловедение, перспективные материалы и новые технологии» НАН Беларуси.

Квантование поля деформаций в твердом теле, обусловленное дислокациями

Гриняев Ю.В., Чертова Н.В., Шилько Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Дислокации в твердых телах традиционно изучаются в связи с их влиянием на макроскопические механические свойства. Однако дислокации влияют и на ряд других физических свойств твердых тел, в том числе тепловые, электрические, оптические. Физические свойства твердых тел имеют, как правило, квантовое происхождение. Чтобы объяснить влияние дислокаций на физические свойства твердого тела, следует рассматривать дислокации на квантовом уровне. Действительно, дислокации создают поля упругих дисторсий, что приводит к искажению решетки и появлению новых колебаний. В настоящей работе рассмотрено квантование поля дисторсий.

В предшествующих работах с использованием математического формализма, объединяющего механику деформируемого твердого тела и континуальную теорию дислокаций, получены уравнения, которые в отсутствие внешних воздействий имеют вид [1]:

$$\begin{cases} \nabla\cdot\alpha = 0, & \nabla\times J = \dfrac{\partial\alpha}{\partial t}, \\ B\nabla\cdot J = -\rho(\vec{v}), & S\nabla\times\alpha = -B\dfrac{\partial J}{\partial t} - \sigma^{dtf}, \end{cases} \tag{1}$$

$$\alpha = -\nabla\times\beta^{pl.d} = \nabla\times\beta^{el.d}, \qquad J = -\frac{\partial\beta^{pl.d}}{\partial t} = \frac{\partial\beta^{el.d}}{\partial t} - \nabla\frac{\partial\vec{u}}{\partial t}. \tag{2}$$

Здесь $\beta^{pl,d}$ и $\beta^{el,d}$ – соответственно, пластические и упругие дисторсии от дислокаций (тензорный и векторный потенциалы), которые удовлетворяют соотношению:

$$\beta^{tot.d} = \beta^{pl.d} + \beta^{el.d} = \nabla\vec{u}, \tag{3}$$

где $\rho\vec{v}$ и $\sigma^{.def}$ – соответственно, импульс и тензор напряжений от дислокаций, ρ - плотность материала. Поскольку потенциалы определены неоднозначно, выберем калибровку Лоренца:

$$\nabla\cdot\beta = \frac{1}{c^2}\frac{\partial^2\vec{u}}{\partial t^2}. \tag{4}$$

Уравнения (1)–(4) позволяют получить четыре уравнения Клейна-Гордона относительно компонент дивиаторной части тензора деформаций ε_{ij} при $i\neq j$, относительно шаровой части тензора деформации (относительное изменение объема) $W=\varepsilon_{ii}=\mathrm{Sp}\varepsilon$, относительно тензора поворота $\phi=(\beta-\beta^T)/2$ и относительно скорости $\vec{v}=\partial\vec{u}/\partial t$. В качестве примера рассмотрим уравнение Клейна-Гордона для относительного изменения объема:

$$\Delta W - \frac{1}{c^2}\frac{\partial^2 W}{\partial t^2} - \frac{3K}{S}W = 0. \tag{5}$$

Квантование уравнения Клейна-Гордона описано во многих работах [2,3]. Следует отметить, что рассматриваются оптические колебания. Квантование проходит в три этапа. Вначале определяется лагранжиан, из которого следует уравнение (5), затем по лагранжиану строится гамильтониан (энергия поля относительного изменения объема). Решение уравнения (5) ищется в виде разложения по бегущим плоским волнам. Подстановка этих решений в гамильтониан с последующим интегрированием по объему, занятому твердым телом, дает выражение для энергии в виде суммы энергий невзаимодействующих осцилляторов:

$$E = \frac{\omega_n^2}{c^2} b_n b_n^*, \quad \text{где } \omega_n = c\sqrt{k_n^2 + 3K/S}\ . \tag{6}$$

Вводятся вещественные канонические переменные, которые позволят уравнениям поля придать форму уравнениям механики

$$Q_n = \frac{1}{2c\sqrt{h\omega_n}}(b_n + b_n^*) \quad \text{и} \quad P_n = \frac{-i\omega_n}{2c\sqrt{h\omega_n}}(b_n - b_n^*) = \frac{\partial Q_n}{\partial t}. \tag{7}$$

Из выражений (7) определяются величины $\vec{b}_n^*$ и $\vec{b}_n$. Подстановка этих величин в энергию

(6) дает:

$$E = \frac{1}{2}\sum_n h\omega_n \left(P_n^2 + \omega_n^2 Q_n^2\right) = \frac{1}{2}\sum_n h\omega_n \left(\dot{Q}_n^2 + \omega_n Q_n^2\right) = H\,. \tag{8}$$

Соотношение (7) представляет собой разложение энергии поля относительного изменения объема на сумму энергий независимых осцилляторов.

При переходе к формализму вторичного квантования необходимо заменить полевые переменные соответствующими операторами. В этом случае гамильтониан (8) становится оператором:

$$\hat{H} = \frac{1}{2}\sum_n h\omega_n \left(\hat{P}_n^2 + \hat{A}_n^2\right). \tag{9}$$

Здесь введен оператор $\hat{A}_n = \omega_n \hat{Q}_n$. Введем два эрмитово-сопряженных оператора (оператор уничтожения и оператор рождения квазичастиц-фононов, которые являются бозонами):

$$\hat{b}_n = \frac{\hat{A}_n + i\hat{P}_n}{\sqrt{2}}, \qquad \hat{b}_n^+ = \frac{\hat{A}_n - i\hat{P}_n}{\sqrt{2}}\,. \tag{10}$$

Введенные операторы позволят в дальнейшем рассмотреть взаимодействие между оптическими фононами, взаимодействие оптических фононов с электронами, вклад оптических фононов в тепловые, электрические, оптические свойства твердых тел. Представляет интерес выяснить влияние оптических фононов на физические свойства низкоразмерных структур.

Рассмотрим вклад оптических фононов в теплоемкость [4]. Частота оптические фононов значительно выше акустических фононов, поэтому при низких температурах тепловой энергии недостаточно для возбуждения колебаний оптических фононов. При высоких температурах вклад в теплоемкость оптических фононов становится значительным. Изменение частот оптических фононов в пределах зоны Бриллюэна незначительно. Можно положить, что все оптические фононы колеблются с одинаковыми частотами. Поэтому для учета вклада оптических фононов в теплоемкость применима модель Эйнштейна. В этом случае для средней энергии имеет место выражение

$$\langle E \rangle = 3N h\omega_E \Big/ \left(\exp\left(\frac{h\omega_E}{kT}\right) - 1\right). \tag{11}$$

здесь N – число атомов, k – число Авогадро, T – абсолютная температура, h постоянная Планка, ω_E так называемая частота Эйнштейна. В формуле учтено, что оптические фононы являются бозонами. Теплоемкость определяется как $c_v = \partial\langle E\rangle / \partial T$. Подстановка (11) в выражение для теплоемкости позволяет получить вклад оптических фононов в теплоемкость при различных температурах.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0003.

1. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого тела. // Физ. Мезомех. – 2003. – Т. 6. – № 3. – С. 9–36.
2. Ахиезер А.И., Пелетминский С.В. Поля и фундаментальные взаимодействия. – Киев: Наукова Думка, 1986. – 552 с.
3. Утияма Р. Инвариантная теория взаимодействий // Элементарные частицы и компенсирующие поля. – М.: Мир, 1964. – С. 250–273.
4. Вклад оптических мод в теплоемкость $ZrSe_3$ / К.Р. Жданов, Ф.С. Рахменкулов, В.Е. Федоров, А.В. Мищенко // ФТТ. – Т. 30. – Вып. 4. – С. 1119–11123.

Моделирование механического отклика анизотропных TPMS-скаффолдов в условиях контакта с костной тканью

Еленская Н.В., Затонская В.М., Ташкинов М.А.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Восстановление целостности поврежденной костной ткани – одно из перспективных направлений применения механических метаматериалов [1]. Проектируемые на их основе имплантаты (скаффолды) должны удовлетворять требованиям как с точки зрения физико-механических свойств, так и с точки зрения внутренней архитектуры пористых каналов [2]. Один из наиболее эффективных параметрических подходов к проектированию в данном случае – применение трижды периодических минимальных поверхностей (TPMS). Геометрия таких скаффолдов полностью контролируется аналитическими выражениями что позволяет эффективно управлять их внутренней архитектурой и обеспечить механический отклик, близкий к естественным характеристикам костной ткани [3].

Целью данного исследования являлось моделирование механического отклика анизотропных TPMS-скаффолдов в условиях контактного взаимодействия с костной тканью. Для этого были спроектированы структуры с различным диаметром поровых каналов и начальным искажением геометрии элементарной ячейки. Рассматривалась задача квазистатического сжатия в линейно-упругой постановке с условием скользящего контакта с заданным коэффициентом трения покоя в тангенциальном направлении. При этом комплексно оценивалось влияние следующих факторов: начальной геометрии элементарной ячейки на основе TPMS, морфометрических характеристик скаффолда, степени анизотропии его механических свойств, площади контактного взаимодействия с костной тканью. Анализ результатов охватывал распределение напряжений по объему скаффолда, в контактной зоне и в системе «скаффолд–кость» в целом. Влияние особенностей архитектуры спроектированных скаффолдов оценивалось по отклику на сжатие в трех направлениях и коэффициенту анизотропии. Оценивалась корреляция между морфометрическими характеристиками скаффолдов и долей контактной площади с костной тканью.

Результаты подтверждают возможность целенаправленного формирования анизотропии TPMS-скаффолдов. Выявлена корреляция физико-механических свойств скаффолда с его внутренней архитектурой, как для всей структуры, так и в области контактного взаимодействия с костной тканью. Продемонстрировано, что искажение ячейки практически не оказывает влияния на характер распределения напряжений в структуре скаффолда, но влияет на жесткость его конструкции. Морфометрические параметры поровых каналов скаффолда оказывают влияние на характер распределения напряжений в меньшей степени, влияние на жесткость конструкции статистически не значимо. Получено, что площадь контакта с костной тканью в значительной степени зависит от топологии ячейки и морфометрических параметров скаффолда, в то время как коэффициент статического трения влияет на долю площади контакта и тип контактного взаимодействия. Полученные данные расширяют инструментарий для адаптации физико-механических характеристик персонализированных имплантатов.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 25-79-00308).

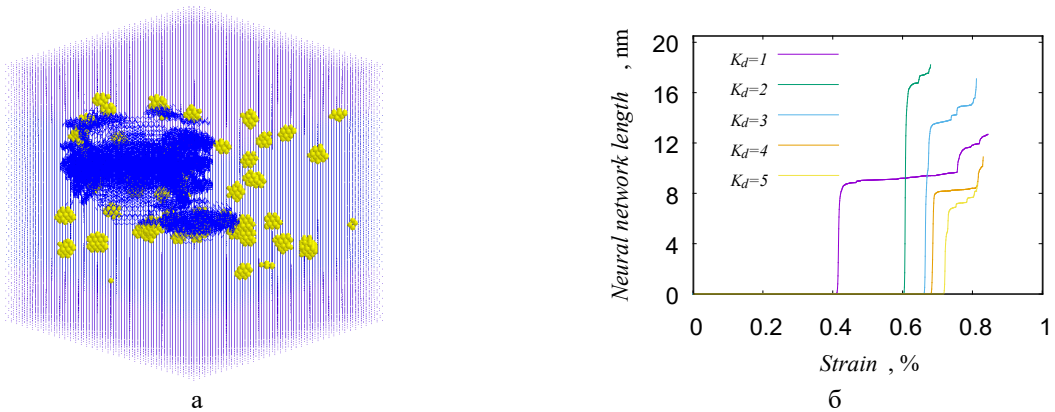
1. Kanwar S., Vijayavenkataraman S. 3D printable bone-mimicking functionally gradient stochastic scaffolds for tissue engineering and bone implant applications // Mater. Des. The Authors, – 2022. – Vol. 223. – P. 111199.
2. Kiselevskiy M. V. et al. Development of Bioactive Scaffolds for Orthopedic Applications by Designing Additively Manufactured Titanium Porous Structures: A Critical Review // Biomimetics. – 2023. – Vol. 8, № 7. – P. 546.
3. Elenskaya N., Tashkinov M., Silberschmidt V. V. TPMS-based scaffolds: Adaptation of morphological properties and mechanical response to reference tissue // Int. J. Solids Struct. Elsevier Ltd, – 2025. – Vol. 315, № January. – P. 113366.

Прогнозирование роста нейронной сети при одноосном растяжении

Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Еремин М.О.
ФГБУН науки Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Болезнь Альцгеймера (БА) — это сложное многофакторное заболевание, характеризующееся дегенерацией нейронов и нарушением синаптической передачи в корковых и субкорковых областях. Несмотря на колоссальные усилия последних десятилетий, универсальное лекарство от БА все еще не создано [1]. Нейроны взаимодействуют с окружающей средой посредством механотрансдукции — процесса восприятия механических стимулов и их преобразования в биохимический ответ. В кортикальном слое (сером веществе) мозга выделяют тип пирамидальных нейронов, характеризующихся равномерным распределением дендритов по всему периметру сомы, а также наличием аксона с дендритным ветвлением [2]. Одним из важнейших условий для решения проблемы БА является разработка количественных моделей, интегрирующих экспериментальные данные и позволяющих проводить прогностическое моделирование в широком диапазоне условий, приближенных к данным *in vivo* [3]. Исследование роста нейронной сети при механической стимуляции опирается на две группы критериев: электромагнитные и механические. Среди механических выделяют деформационные, по напряжению и силовые. Было установлено, что при растяжении тканей мозга (согласно силовому критерию) скорость роста нейронной сети составляет 0,1–1 мкм/(час*пН) как для нейронов центральной, так и периферической нервной системы, независимо от величины силы в диапазоне от 10 пН до 100 нН [4]. При использовании критерия напряжений скорость роста составляет 0,0004–0,3 мм/(Па*день), а при деформационном критерии — 0,2–1,8 мм/день [5]. Однако точные данные по определению «управляющих параметров» системы, выраженных через характеристики напряженно-деформированного состояния (НДС), на данный момент отсутствуют. Целью данной работы является определение «управляющего параметра» роста нейронной сети на основе НДС системы «мозг-нейроны»

В качестве инструмента для численного исследования применялся метод подвижных клеточных автоматов (ПКА) основанный на дискретных подходах к описанию механического поведения материалов. Пороупругая модель на основе соотношений Био была реализована в методе ПКА для описания механического поведения малосжимаемых материалов [6].



а б

Рис. 1. Моделирование роста нейронной сети в матриксе мозга при концентрации нейронов 5% и скорости растяжения 0,01 мкм/с по критерию деформации 0,04: модельный образец с построенными новыми нейронными связями (а); зависимости общей длины построенной нейронной сети от общей деформации образца с различным модулем упругости матрикса

Для определения значения управляющего параметра сравнивались как абсолютные показатели скорости роста G_{axn}, так и безразмерный параметр a. Полученные результаты (рис. 1) сопоставлялись с данными in vivo [7], проведенных при различных скоростях нагружения. Анализ результатов моделирования показал, что оптимальным является значение

интенсивности деформаций, равное 0,04, при постоянной скорости нагружения 10 нм/с (≈1 мм/день). При таких условиях за первые сутки формируется около 140 мкм новых связей, что согласуется с экспериментальными данными (≈150 мкм) [5Значение безразмерного параметра $a = G_{axn}/E$=0.016, что подтверждает корректность выбора управляющего параметра.

Далее была проведена качественная и количественная оценка процесса формирования новых участков нейронной сети при различных значениях пороупругих параметров матрикса (варьирование K_d). При моделировании одноосного растяжения было показано, что при K_d=1 кПа (что характерно для постнатального периода до 1 года) новые связи возникают на границе «ECM — нейрон», что соответствует образованию дендритных отростков. При $K_d \in$[2;3] кПа (характерно для взрослого человека) деформация приводит к созданию связей как вокруг нейронов, так и между ними, что означает формирование дендритных отростков и построение нейронной сети соответственно. При $K_d \geq 3$ кПа создаются условия преимущественно для появления связей вокруг нейронов, однако для роста дендритов требуется большая степень деформации, чем при малых значениях K_d.

Результаты моделирования механической стимуляции роста нейронной сети позволили определить значение управляющего параметра (интенсивности деформаций) для построения нейронной сети в рамках трехмерной постановки метода подвижных клеточных автоматов.

С использованием разработанной *in silico* методики при моделировании механического поведения конгломерата нейронов на мезоуровне определено пороговое значение управляющего параметра для образования новых связей (через интенсивность деформаций), равное 0,04. Данный параметр будет использован в дальнейшем анализе деформационного отклика конгломерата нейронов на микроуровне. Было установлено: увеличение модуля упругости внеклеточного матрикса приводит к снижению показателей напряженно-деформированного состояния тканей мозга в областях конусов роста нейронов и дендритных отростков. Это, в свою очередь, обуславливает уменьшение количества формируемых связей между автоматами: K_d=1 кПа, G_{axn} ≈0.14 мм/день; K_d=2 кПа, G_{axn} ≈0.16 мм/день; K_d=3 кПа, G_{axn} ≈0.12 мм/день; K_d=4 кПа, G_{axn} ≈0.08 мм/день; K_d=5 кПа, G_{axn} ≈0.06 мм/день.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-79-10114.

1. Modeling Neurotransmission: Computational Tools to Investigate Neurological Disorders / D. Gandolfi, G.M. Boiani, A. Bigiani, J. Mapelli // Int. J. Mol. Sci. − 2021. − Vol. 22. − P. 4565. − DOI:10.3390/ijms22094565.
2. Lefebvre J.L., Sanes J.R., Kay J.N. Development of dendritic form and function // Annu. Rev. Cell Dev. Biol. − 2015. − Vol. 31. − P.741-77. − DOI: 10.1146/annurev-cellbio-100913-013020.
3. Visual physiology of the layer 4 cortical circuit in silico / A. Arkhipov, N.W. Gouwens, Y.N. Billeh, S. Gratiy, R. Iyer, Z. Wei // PLoS Comput. Biol. − 2018. − Vol 14 (11). − P. e1006535. − DOI:10.1371/journal.pcbi.1006535.
4. Raffa V. Force: A messenger of axon outgrowth // Semin. Cell Dev. Biol. − 2023. − Vol. 140. − P. 3 − 12. − DOI:10.1016/j.semcdb.2022.07.004.
5. Katz M.J., Lasek R.J. Early axon patterns of the spinal cord: Experiments with a computer // Cell Motil. − 1984. − Vol. 4. − P. 351–370. − DOI: 10.1016/0012-1606(85)90354-9.
6. Particle-based approach for simulation of nonlinear material behavior in contact zone / E.V. Shilko, A.Yu. Smolin, A.V. Dimaki, G.M. Eremina // Multiscale Biomechanics and Tribology of Inorganic and Organic Systems. – Singapore: Springer, 2021. – P. 67–89. – DOI: 10.1007/978-3-030-60124-9_4.
7. Nanomedicine in cancer therapy / D. Fan, Y. Cao, M. Cao, Y. Wang, Y. Cao, T. Gong // Signal Transduct. Target Ther. − 2023. − Vol. 8 (1). − P. 293. − DOI: 10.1038/s41392-023-01536-y.

Определение локальных механических свойств аддитивного сплава Al-Si с помощью многоуровневого подхода

[1]Землянов А.В., [1,2]Гатиятуллина Д.Д., [1,3]Бжицких И.Р., [1,3]Мочалова Е.Д., [1]Балохонов Р.Р.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Томский политехнический университет, Томск

В настоящее время наблюдается интенсивное развитие аддитивных технологий, что связано с потребностью в ключевых отраслях промышленности изделий с заданной структурой и составом, обладающих высокими эксплуатационными характеристиками [1]. Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) эффективно по потреблению сырья и позволяет получать практически бездефектную структуру изделия [2, 3]. Аддитивный сплав, изготовленный электронно-лучевой печатью, обладает сложной структурой и представляет собой многоуровневый композит. На масштабном уровне десятков микрон образуется дендритная структура, которую можно рассматривать как композиционный материал, состоящий из алюминиевых дендритов, окруженных эвтектическим каркасом. В свою очередь, эвтектика представляет собой композит с алюминиевой матрицей, упрочненной частицами кремния размером несколько сотен нанометров. Поэтому для аддитивных материалов актуальны проблемы многоуровневого анализа и разработки численных моделей с учетом сложной внутренней структуры. Одним из важных вопросов является определение свойств субмикрокристаллического алюминия в эвтектике, на низком масштабном уровне, где свойства затруднительно измерить экспериментально. Свойства могут быть найдены из решения обратной задачи моделирования, путем подбора характеристик пластичности для соответствия расчетной и экспериментальной кривых деформирования [4]. Решается обратная задача об извлечении механических свойств алюминия в дендритах на уровне десятков микрон, а также алюминия в эвтектике на субмикронном уровне. Криволинейные границы раздела учитываются в расчетах в явном виде. Экспериментальные изображения сплава получены с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии. На основе экспериментальных данных созданы трехмерные модели чешуйчатой структуры на макроуровне, дендритной структуры на мезоуровне, а также композита «алюминиевая матрица – частицы кремния» на микроуровне. Динамические краевые задачи решаются с помощью программного пакета ABAQUS/Explicit методом конечных элементов. Для моделирования упругопластической реакции дендритов, эвтектики и алюминиевой матрицы используется ассоциированный закон пластического течения с изотропным упрочнением. Частицы кремния полагаются упругими.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0003.

1. 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.
2. 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.
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. Chumaevskii, E.G. Astafurova // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25, № 6. – P. 479–491. – DOI:10.1134/S1029959922060017.
4. Computational Mesomechanics of Materials Using the Example of Additively Manufactured Eutectic Aluminum-Silicon Alloy / R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, A.V. Zemlyanov, D.D. Gatiyatullina, A.R. Shugurov, I.R. Ivashov, V.R. Balokhonov, A.S. Kulkov, E.M. Dymnich // Phys. Mesomech. – 2025. – Vol. 28, № 6. – P. 728–744. – DOI:10.1134/S1029959925600089.

К аналитической оценке термических напряжений в керамических композитах с учетом температурно-зависимых свойств

Зимина В.А., Смолин И.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН им. В.Е. Панина, Томск

В качестве перспективных материалов, в том числе и для высокотемпературных приложений, интерес представляют керамические слоистые композиты, сочетающие различные преимущества разных оксидных керамик [1, 2]. Остаточные макронапряжения, формируемые в таких композиционных материалах при изготовлении, оказывают значительное влияние на их механические и функциональные свойства. Поэтому теоретическая оценка температурных напряжений в таких материалах представляет научный и практический интерес [3–5]. При этом, значительные изменения температур при изготовлении керамических композитов требуют учета температурных зависимостей характеристик материалов для адекватных оценок возникающих напряжений. В работе предложено численно-аналитическое решение поставленной задачи.

Аналитическая модель построена на основе подхода, представленного в работах [6, 7]. Предполагается, что процесс остывания слоистого композиционного диска происходит медленно и температура успевает распределиться равномерно. Для центральной части диска задача является одномерной, поскольку параметры напряженно-деформированного состояния являются функциями только толщины диска. В силу осевой симметрии, в центре диска имеет место двухосное напряженное состояние, сдвиговые напряжения и напряжения вдоль толщины диск равны нулю. При независящих от температуры характеристиках материала, решение для такой задачи было получено ранее в нескольких работах [8–10]. Если же принять, что модули упругости и линейный коэффициент теплового расширения зависят от температуры, то полученные формулы можно рассматривать как решение на некотором небольшом интервале температур dT. Интегрированием этого выражения по заданному диапазону температур получим значения температурных напряжений на конечном интервале температур. В явном виде решение прописать не представляется возможным, т.к. оно определяются через вложенные интегралы нескольких функций. Поэтому в общем случае для анализа полученного решения приходится использовать численное интегрирование.

В частности, для образца, состоящего из нескольких слоев керамики ZrB_2–SiC с разными добавками ZrO_2, показано, что учет температурных зависимостей характеристик составляющих композита приводит к отличию напряжений до 60 раз по сравнению с постоянными характеристиками при температуре 293 K и до 225 раз по сравнению с постоянными характеристиками при температуре 2173 K. Продемонстрировано совпадение полученных аналитических решений с результатами прямого численного моделирования в программном комплексе ABAQUS. Отмечается важность корректного учета температурных зависимостей коэффициентов линейного теплового расширения (КЛТР) в этих двух подходах. В ABAQUS используются средние (секущие) КЛТР, тогда как в полученном аналитическом решении используются текущие (касательные) КЛТР.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0007.

1. Mechanical response of ZrB2–SiC–ZrO2 composite laminate / A.G. Burlachenko, Y.A. Mirovoy, E.S. Dedova, S.P. Buyakova // Russ. Phys. J. – 2019. – Vol. 62, No. 8 –. P. 1438–1444. – DOI:10.1007/s11182-019-01861-2.

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. Krishnarao R.V., Bhanuprasad V.V., Madhusudhan Reddy G. ZrB2–SiC based composites for thermal protection by reaction sintering of ZrO2+B4C+Si // J. Adv. Ceram. – 2017. – Vol. 6, No. 4. – P. 320–329. –DOI:10.1007/s40145-017-0244-2.

5. Modeling of development of localized plastic deformation and prefracture stage in mesovolumes of heterogeneous media / P.V. Makarov, I.Y. Smolin, I.P. Prokopinsky, Yu.P. Stefanov // Int. J. Fract. – 1999. – Vol. 100, No. 2. – P. 121–131. DOI:10.1023/A:1018765801332.
6. Smolin I.Yu., Zimina V.A., Buyakova S.P. Estimation of residual thermal stresses in a layered ceramic composite // Mech. Compos. Mater. – 2023. – Vol. 58, No 6. – P. 823–834. – DOI: 10.1007/s11029-023-10071-4.
7. Зимина 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.
8. Oel H.J., Fréchette V.D. Stress distribution in multiphase systems: I, Composites with planar interfaces // J. Am. Ceram. Soc. – 1967. – Vol. 50, No. 10. – P. 542–549. DOI: 10.1111/j.1151-2916.1967.tb14992.x.
9. 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.
10. Control of thermal residual stresses / N. Orlovskaya, M. Lugovy, V. Slyunyayev, J. Kuebler // Encyclopedia of Thermal Stresses, eds R.B. Hetnarski. – Dordrecht: Springer, 2014. – P. 727–733. – DOI:10.1007/978-94-007-2739-7_302.

Электронная и фононная структура силицидов переходных металлов в *B*20-фазе

[1]Каспарян С.О., [1,2]Кулькова С.Е., [1,2]Горев Н.Д., [2]Кульков А.С., [1]Бакулин А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Силициды переходных металлов с кристаллической нецентросимметричной *B*20-структурой привлекают внимание своими нетривиальными электрическими и магнитными свойствами. Наиболее изученными представителями этого класса материалов являются MnSi, FeSi, CoSi. Первый силицид является зонным магнетиком с точкой фазового перехода при 29 K, второй – полупроводник с небольшой запрещенной щелью, а последний – диамагнитный полуметалл с высоким электросопротивлением. Он также является наиболее перспективным материалом для термоэлектрических применений. Целью настоящей работы является в рамках единого подхода изучить электронную и фононную структуру данных материалов, а также их упругие свойства.

Примитивная элементарная ячейка этих силицидов содержит четыре формульные единицы. Кроме того, *B*20-структура имеет правую и левую энантиоморфные формы. На рис. 1 приведена элементарная ячейка, а также электронные энергетические спектры и плотности электронных состояний CoSi и FeSi. Видно, что в спектре CoSi (рис. 1б) есть небольшая щель между двумя группами занятых состояний. Именно в эту щель попадает уровень Ферми в FeSi (рис. 1в), поскольку у железа на один *d*-электрон меньше. Дальнейшее понижение числа *d*-электронов в случае Mn приводит к смещению второй группы состояний вверх по энергетической шкале, при этом структура кривых изменяется незначительно, поэтому спектр MnSi не приведен на рис. 1.

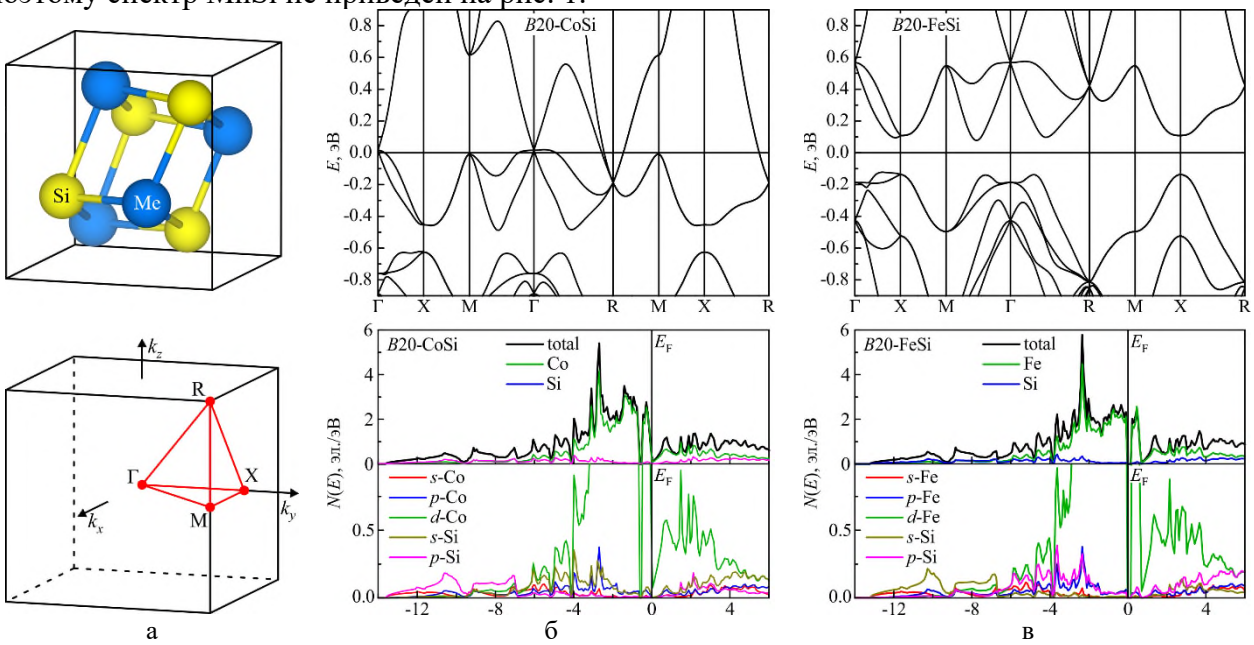
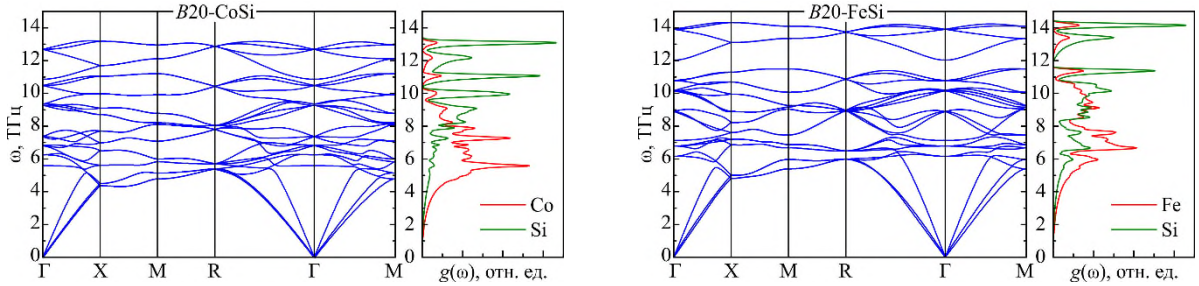


Рис. 1. Кристаллическая структура и неприводимая часть первой зоны Бриллюэна (а), электронный энергетический спектр и полные и парциальные плотности электронных состояний CoSi (б) и FeSi (в)

Для расчета фононных дисперсионных соотношений рассматриваемых силицидов использовался метод линейного отклика, реализованный программой Phonopy. Расчет проводился с помощью матрицы силовых констант в реальном пространстве, полученной с помощью быстрого преобразования Фурье динамических матриц. Из рис. 2 видно, что двукратное вырождение поперечных акустических мод снимается благодаря киральной симметрии. Фононные спектры для CoSi и FeSi, как и электронные, демонстрируют подобную структуру, и в случае FeSi состояния смещены в стороны больших частот. Фононная структура MnSi, не показана на рис. 2, подобна описанной выше и отличается от спектра FeSi более выраженным отщеплением наивысших оптических ветвей.



а б

Рис. 2. Фононный спектр и плотности состояний CoSi (а) и FeSi (б)

Наилучшее согласие упругих констант и модулей с экспериментом получено [1, 2] в случае CoSi. В то же время в расчетах [3] значения константы C_{12} переоценено. Упругие константы для FeSi удовлетворительно согласуются с экспериментом и имеющимися расчетами. Как и в эксперименте [1, 4] значение константы C_{12} меньше, чем C_{44}, однако само значение C_{12} завышено. В ранней теоретической работе [5] константа C_{11} была переоценена на ~50%. Аналогично, в настоящем расчете константы C_{12} и C_{44} для MnSi завышены по сравнению как с имеющимся расчетом [6, 7], так и экспериментом [1, 2]. Последнее, возможно, связано с трудностями описания магнитной структуры MnSi, которая нуждается в дальнейшем уточнении. Температура Дебая, рассчитанная по упругим модулям, для трех моносилицидов хорошо согласуется с экспериментальными значениями из работы [1].

Таблица 1. Параметры решетки, упругие константы и модули, температура Дебая соединений *B*20-MeSi

Соединение	Метод	*a*, Å	C_{11}, ГПа	C_{12}, ГПа	C_{44}, ГПа	*B*, ГПа	*E*, ГПа	Θ_D, К
CoSi	PAW–PBE	4,4331	363,5	141,3	120,8	215,4	296,7	627
	NC-PP–LDA [3]	4,439	361,6	153,2	119,1	222,7	289,7	618
	Эксп. [1], 6.5 K	4,444	354.3	133,2	118,5	206,9	291,6	625
	Эксп. [2], 0 K	–	335,0	95,1	123.2	175,1	296,8	506
FeSi	PAW–PBE	4,4501	382,8	136,3	151,8	218,5	345,4	697
	US-PP–PBE [5]	4,360	506,7	147,1	194,7	267,0	457,9	800
	Эксп. [1], 6,5 K	4,4827	346,3	105,8	139,2	185,9	318,8	680
	Эксп. [4], 50 K	–	337	109	135	185	308	–
MnSi	PAW–PBE	4,5192	356,1	152,4	147,5	220,3	319,9	676
	QE [6, 7]	4,5476	340	103	108	182	379	365
	Эксп. [1], 6,5 K	4.5598	320,6	85,2	126,2	163,7	294,5	660
	Эксп. [2], 0 K	–	301,2	53,9	130,1	123,7	291,6	608

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0008. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете

1. Elastic, thermodynamic, and electronic properties of MnSi, FeSi, and CoSi / A.E. Petrova, V.N. Krasnorussky, A.A. Shikov, W.M. Yuhasz, T.A. Lograsso, J.C. Lashley, S.M. Stishov // Phys. Rev. B. – 2010. – Vol. 82. – P. 155124. – DOI:10.1103/PhysRevB.82.155124.
2. Zinoveva G.P., Andreeva L.P., Geld P.V. Elastic constants and dynamics of crystal lattice in monosilicides with B20 structure // Phys. Status Solidi A. – 1974. – Vol. 23. – P. 711–718. – DOI:10.1002/pssa.2210230244.
3. Paramanik M.M.R. First principles calculations of structural, thermophysical, dynamical, electronic and optical properties of the intermetallic compound CoSi // Results Mater. – 2025. – Vol. 27. – P. 100743. – DOI:10.1016/j.rinma.2025.100743.
4. Elastic properties of FeSi / J.L. Sarrao, D. Mandtus, A. Migliori, Z. Fisk, E. Bucher // Physica B. – 1994. – Vol. 199–200. – P. 478–479. – DOI:10.1016/0921-4526(94)91875-9.
5. Stability, electronic structure, mechanical and thermodynamic properties of Fe-Si binary compounds / J. Wu, X. Chong, Y. Jiang, J. Feng // J. Alloys Compd. – 2017. – Vol. 693. – P. 859–870. – DOI:10.1016/j.jallcom.2016.09.225.
6. Lost heat capacity and entropy in the helical magnet MnSi / S.M. Stishov, A.E. Petrova, A.A. Shikov, T.A. Lograsso, E.I. Isaev, B. Johansson, L.L. Daemen // Phys. Rev. Lett. – 2010. – Vol. 105. – P. 236403. – DOI:10.1103/PhysRevLett.105.236403.
7. Baroni S., Giannozzi P., Isaev E. Density-functional perturbation theory for quasi-harmonic calculations // Rev. Mineral. Geochem. – 2010. – Vol. 71. – P. 39–57. – DOI:10.2138/rmg.2010.71.3.

Влияние кристаллографической текстуры на упругий возврат при изгибе тонкой пластины

Клепов Д.Н., Арышенский Е.В., Шакаров Т.У., Коновалов С.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Алюминиевые сплавы широко применяются в промышленности благодаря низкой плотности, высокой прочности, коррозионной стойкости и пластичности [1, 2]. Существенное влияние на формоизменение в процессе гибки оказывает анизотропия механических свойств, обусловленная кристаллографической текстурой материала. Одной из ключевых проблем в процессе гибки является пружинение. В данной работе представлен подход учета влияния кристаллографической текстуры на пружинение при изгибе листовой заготовки для выработки подходов к управлению анизотропией и повышению качества готовой продукции.

За основу для моделирования взяты алюминиевые сплавы А5 в отожженном и нагартованном состоянии и сплав 1565ч. 3D Моделирование трехточечного гиба проводилось в программном пакете Calculix методом конечных элементов [3]. Для учета кристаллографической текстуры разработана подпрограмма пользовательского поведения материала. Модель является подходом для монокристалла, соединяющая в себе микро- и макро-уровни для описания анизотропных свойств. В алгоритме применяется обновление активных систем скольжения и эволюции текстурных ориентировок в процессе деформации на каждом шаге. Ренгеноструктурным анализом рассчитаны основные текстурные ориентировки для каждого состояния сплавов. Заготовка представлена в виде алюминиевой полосы размером 30х10х1 мм, которая была разделена на 400 зерен различных размеров и ориентаций. Для уменьшения затрат времени на расчет моделирование производилось на четверти заготовки. Зерна представляют собой n конечных элементов. Пуансон в течение 3 секунд опускался на 6мм. После этого пуансон поднимался вверх для разгрузки материала.

Для оценки влияния текстуры на пружинение моделирование проводилось для случаев относительно направления прокатки и поперек направления прокатки. Схема представленных случаев выведена на рисунке 1.

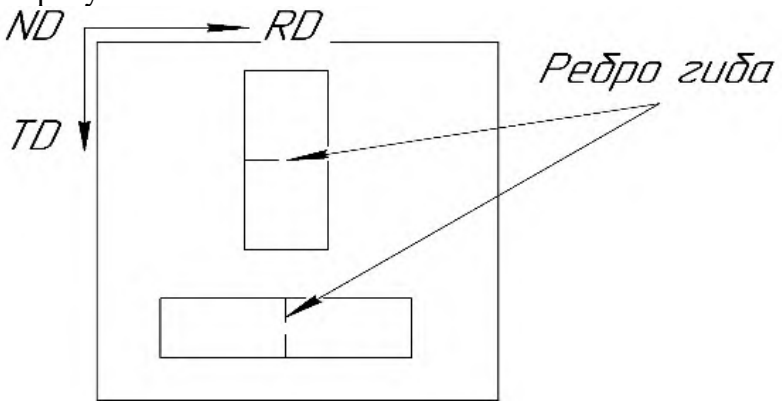


Рис. 1. Схематичное представление ребра гиба при моделировании

Для повышения точности описания формообразования и пружинения в модели используется закон сопротивления скольжению с учетом изотропного и латентного упрочнения (1)

$$r^S = r_0^S + \sum_{j \in G} H_{sj} b^j Q^j q^j \quad (1)$$

Подбор параметров производился с помощью программы оптимизации параметров, выявляющей закономерности поведения материала с верификацией подобранных параметров по изменению текстуры и кривым упрочнения.

Моделирование показало, что преобладание текстуры Cube в исходной заготовке способствует снижению величины пружинения после разгрузки. Сравнение результатов гибки заготовок с текстурами Cube и Brass показало, что при текстуре Cube упругая область завершается раньше, чем при текстуре Brass, что указывает на меньший вклад упругой

деформации и, как следствие, на уменьшение пружинения. В зоне изгиба зерна с ориентировкой Goss переориентировались в направлении текстуры Brass, а интенсивность текстуры Cu увеличилась. При этом зерна, расположенные вне очага деформации, сохранили исходную ориентацию, что указывает отсутствие переориентации решетки при упругой деформации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №24-19-00590, https://rscf.ru/project/24-19-00590/.

1. Dada M., Popoola P. Recent advances in joining technologies of aluminum alloys: a review // J. Discov. Mater. – 2024. – Vol. 4. – P. 86. – DOI:10.1007/s43939-024-00155-w.
2. Zhou B., Liu B., Zhang S. The Advancement of 7XXX Series Aluminum Alloys for Aircraft Structures: A Review // J. Metals. – 2021. – Vol. 11. – P. 718. – DOI:10.3390/met11050718.
3. Dhondt G. The Finite Element Method for Three-Dimensional Thermomechanical Applications. – Germany: Wiley, 2004. – 504 pp.

О моделировании коррозии металлов и сплавов в кислородосодержащей среде на разных масштабных уровнях

Князева А.Г., Маслов А.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН им. В.Е. Панина, Томск

Высокотемпературное окисление различных металлов протекает по-разному. Некоторые металлы образуют сплошной слой, в то время как в других материалах оксиды приводят к появлению трещин или пор. Например, окисление алюминия происходит с образованием плотного сплошного оксидного слоя. В отличие от алюминия, титан способен растворять сравнительно большое количество кислорода (до 10 ат. %) без образования оксидов. Окисление интерметаллидов трудно предсказать. Так, интерметаллические сплавы на основе титана и алюминия (Ti_3Al, TiAl, $TiAl_3$) подвержены окислению при высоких температурах [1]. Для повышения коррозионной стойкости интерметаллидов часто используются легирование комплексом элементов (таких как Cr, Nb, Si, W), модификация поверхности или многослойные покрытия. Предполагается, что эти меры подавляют образование рутила TiO_2 и способствуют образованию оксида алюминия Al_2O_3 на поверхности. Особенности имеются и в процессах окисления композитов на основе титана и алюминия с упрочняющей фазой в виде частиц оксидов, карбидов, силицидов. Первые могут разрушаться в процессе окисления матрицы вследствие межкристаллитной диффузии кислорода и различия в коэффициентах теплового расширения матрицы и включений, вторым сопутствует газообразование, а третьи характеризуются межкристаллитным разрушением при низких температурах, но самозалечиванием при высоких температурах. Многофакторность процесса окисления приводит к необходимости привлекать математическое моделирование, чему и посвящен данный обзор.

Моделирование в данной области исследований имеет долгую историю.

Наиболее известная и часто используемая теория для изучения окисления металлов и экспериментальной обработки была предложена Вагнером. Эта модель приводит к параболическим законам роста оксидного слоя. В литературе существует множество модификаций этой модели. Наиболее популярные модели коррозии и окисления для объяснения и интерпретации экспериментальных данных обобщены в обзоре [2]. Smeltzer и др. [3] были одними из первых, кто предложил простое выражение для скорости роста оксидной пленки в среде с диффузией по границам зерен, Механизмы окисления границ зерен также проиллюстрированы в обзоре [4]. Разные варианты моделей для окисления интереметаллидных сплавов системы Ti-Al предложены в [5-7]. Неизотермическая модель диффузии с выделением индивидуальных границ, применимая для описания окисления металлов и сплавов, представлена в [8]. В обзоре [9] представлены различные полуэмпирические модели окисления, приводящие к параболическим, кубическим и экспоненциальным законам, включая те, которые учитывают параметры диффузии по границам зерен. В [10] подчеркивается важность моделирования высокотемпературной коррозии в различных пространственных и временных масштабах и установления связи между структурой сплава и его свойствами.

В настоящее время существует принципиальная возможность сочетания методов многомасштабного моделирования с термодинамическими данными. Ссылки на успешное применение таких подходов можно найти в статье [2]. Однако возможности современных программных пакетов, таких как CALPHAD и Thermo-Calc, все же ограничены (нет всей необходимой информации о диффузионно-кинетических параметрах). Модели, встроенные в DICTRA, не учитывают сложных условий и наличия внутренних границ раздела (межзеренных и межфазных). Методы, разработанные в рамках теории функционала электронной плотности (DFT), позволяют изучать механизмы окисления и оценивать значения энергии связи и адсорбции для различных положений кислорода на поверхности сплавов, а также энергию адгезии на границе раздела оксид-сплав. Этот ресурсоемкий метод в последние годы стал очень популярен в изучении механизмов коррозии [11]. Ограничения метода и

связанные с ними проблемы обсуждаются в [12].

Метод Монте-Карло и метод молекулярной динамики довольно популярны для моделирования диффузии по границам зерен и сопутствующих эффектов. Результаты в этих случаях носят частный характер. Существует ряд публикаций, посвященных моделированию коррозии с использованием метода Монте-Карло, а также публикаций, где процессы коррозии моделируются с использованием комбинации различных методов. В некоторых обзорах выражается надежда на прогресс в моделировании коррозии с использованием методов фазового поля, которые популярны в различных областях физики и химии. Этот метод используется при моделировании миграции границ зерен; при описании спекания; позволяет иллюстрировать возможные механизмы диффузии и разрушения. Примеры применения метода к моделированию коррозии содержатся в [13-15]. Kattner and Campbell [16] подчеркивают, что многофазные полевые модели потенциально могут быть использованы для изучения коррозии и эволюции микроструктуры в различных сплавах. Однако в силу наличия множества подгоночных параметров и функций, прогностическая способность метода остается низкой.

Обзор выполнен при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 26-13-00007.

1. Oxidation mechanisms of an intermetallic alloy at high temperatures / J. Chen, Q. Chen, S.J. Qu, H.P. Xiang, C. Wang, J.B. Gao, A.H. Feng, D.L. Chen // Scripta Materialia. – 2021. – Vol.199. – Papaer. 113852. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2021.113852.
2. Pillai R., Chyrki, A., Quadakker, W. J, Modeling in High Temperature Corrosion: A Review and Outlook // Oxidation of Metals. – 2021. – Vol. 96. – P. 385–436. – DOI: /10.1007/s11085-021-10033-y.
3. Smeltzer W.W., Haering R.R, Kirkaldy J.S, Oxidation of metals by short circuit and lattice diffusion of oxygen // Acta Metall. – 1961. – Vol. 9 (No. 9). – P. 880-885. – DOI:. 10.1016/0001-6160(61)90192-4.
4. Review of progress in calculation and simulation of high-temperature oxidation / D. Gao, Z. Shen, K. Chen, X. Zhou, H. Liu, J. Wang, Y. Li, Z .Liu, H. Deng, W.Yi Wang, X. Zeng // Progress in Materials Science. – 2025. – Vol. 147. – Paper 101348. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2024.101348
5. Chepak-Gizbrekht M.V., Knyazeva A.G. Oxidation of TiAl alloy by oxygen grain boundary diffusion // Intermetallics. – 2023. – Vol. 162 . – Paper 107993. – DOI:10.1016/j.intermet.2023.107993.
6. Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г. Особенности неизотермической зернограничной диффузии в Ti_3Al // Вестник ПНИПУ. Механика (PNRPU Mechanics Bulletin). – 2024. - № 6. – С.81-93. – DOI: 10.15593/perm.mech/2024.6.08.
7. Chepak-Gizbrekht M.V., Knyazeva A. G. Oxidation of two-phase Ti-Al alloy due to grain boundary oxygen diffusion // Surfaces and Interfaces. – 2025. – Vol. 72. – Paper 107316. – DOI: 10.1016/j.surfin.2025.107316.
8. Knyazeva A. , Kryukova O., Maslov A. Two-level model of the grain boundary diffusion under electron beam action // Computational Materials Science. – 2021. – Vol. 196. – Paper 110548. – 10.1016/j.commatsci.2021.110548.
9. Modelling of the effect of grain boundary diffusion on the oxidation of Ni-Cr alloys at high temperature / L. Bataillou, C. Desgranges, L. Martinelli, D. Monceau, // Corros. Sci.. – 2018. – Vol. 136. – P. 148-160. – DOI: 10.1016/j.corsci.2018.03.001.
10. Wenga T., Macdonald D.D., Ma W. Multi-scale computational study of high-temperature corrosion and the design of corrosion-resistant alloys // Progress in Materials Science. – 2025. – Vol. 148. – Paper 101359. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2024.101359.
11. Applications of density functional theory to corrosion and corrosion prevention of metals: A review / D. Chen, W. Zhou, Yu.J i, Ch. Dong // Materials Genome Engineering Advancesю – 2025. – Vol. .3. – Paper e83. – DOI: 10.1002/mgea.83.
12. Zois K. P. and Tzeli D. A. Critical Look at Density Functional Theory in Chemistry: Untangling Its Strengths and Weaknesses // Atoms. – 2024. - Vol. 12 (No. 12). - Paper. 65. – DOI: 10.3390/atoms12120065.
13. Lin C., Ruan H. Phase-field modeling of mechano–chemical-coupled stress-corrosion cracking // Electrochimica Acta. – 2021. – Vol. 395. - Paper 139196. – DOI: 10.1016/j.electacta.2021.139196.
14. Kyoungdoc Kim,1 Quentin C. Sherman,1 Larry K. Aagesen,2 and Peter W. Voorhees1 Phase-field model of oxidation: Kinetics // Physical review E. – 2020. – Vol. 101. – 022802 – DOI:10.1103/PhysRevE.101.022802.
15. Investigation of pitting-induced stress corrosion cracking using a phase-field model coupled with crystal plasticity / J. Chen, Yu. Zhang, J. Pu, S. Li, J. Cao // Engineering Fracture Mechanics. – 2026. – Vol.339. – Paper 112102. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2026.112102.
16. Kattner, U.R. and Campbell, C.E., Invited review: Modelling of thermodynamics and diffusion in multicomponent systems, Materials Science and Technology. – 2009. – Vol. 25, no. 4. – P. 443-459.– DOI:10.1179/174328408X372001.

Влияние коэффициента Пуассона на величину скорости распространения звуковых и ультразвуковых волн в изотропных и анизотропных материалах

[1]Кривошеина М.Н., [1]Туч Е.В., [2]Тверсков А.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

[2]Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет», Томск

В работе приведены результаты исследования влияния значения коэффициента Пуассона в изотропных и анизотропных материалах в широком диапазоне его изменения на значения скоростей распространения упругих (звуковых) волн, полученные численно динамическим методом конечных элементов. Численное моделирование ударного нагружения образцов цилиндрической и сферической форм с целью исследования закономерностей связи коэффициентов Пуассона и волновой картины деформирования проведено в трехмерной остановке. Показаны существенные отличия распространения упругих волн в компактных цилиндрах и телах сферической формы. В расчетах получено, что скорость распространения упругих (звуковых) волн в анизотропных материалах, в том числе в ауксетиках, определяется в значительной степени величиной коэффициента Пуассона материала, определяемого в плоскости, перпендикулярной направлению распространения упругой волны. Степень зависимости скорости распространения упругой (звуковой) волны от формфактора для образцов пластинчатой формы, компактной и далее до цилиндрической формы определяется исключительно величиной коэффициента Пуассона.

Приведены результаты натурных экспериментов значений скоростей распространения ультразвуковых волн в образцах пластинчатой формы, компактной и далее до цилиндрической формы, состоящих из материалов в широком диапазоне изменения коэффициентов Пуассона – от 0.18 до 0.46.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0006.

Моделирование процессов ударного нагружения монокристаллов с кубической симметрией свойств в произвольных направлениях

[1]Кривошеина М.Н., [1]Туч Е.В., [2]Демьянов В.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

[2]Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет», Томск

Анизотропия механических характеристик монокристаллических материалов определяет особенности их деформирования при различных направлениях нагружения. В случае, когда оси симметрии монокристалла совпадают с осями расчетной системы координат, наблюдается распространение упругих продольных и поперечных волн. В случае их несовпадения – во всех остальных направлениях регистрируется распространение квазипродольных и квазипоперечных волн. При моделировании направление нагружения, как правило, совпадает с направлением какой-либо из осей расчетной системы координат. Однако, при направлении нагружения монокристалла в произвольном направлении (несовпадении направлений осей симметрии материала и направлений расчетной системы координат) процессы деформирования значительно усложняются.

В работе представлены результаты численного моделирования процессов деформирования монокристаллов при динамическом нагружении. Направления нагружения монокристалла произвольные, то есть, не связаны с его осями симметрии. Расчеты выполнены в трехмерной постановке. Количество упругих характеристик материала монокристалла в общем случае (в рамках безмоментной теории упругости) может быть равно 21. Наличие в матричной записи закона Гука коэффициентов, именуемых коэффициентами 1 и 2 рода по классификации Рабиновича А.Л., обуславливает связь процессов растяжения (сжатия) материала и сдвигов. Однако, в материалах, имеющих кубическую симметрию свойств, при произвольном повороте расчетной системы координат относительно осей симметрии материала, суммы данных коэффициентов дают построчно равенство нулю. Из этого следует, отсутствие влияния коэффициентов 1 и 2 рода на связь процессов растяжения (сжатия) материала и сдвигов.

Показаны особенности процессов деформирования в монокристаллах, имеющих кубическую симметрию упругих характеристик, когда направление ударного нагружения совпадает с направлением [111]. В условиях ударного совместного нагружения цилиндров из монокристаллов, с различной ориентацией осей симметрии относительно направления удара, показаны волновые картины деформирования, которые возникают при наличии или отсутствии коэффициентов 1 и 2 рода в матрицах упругих постоянных.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0006.

Моделирование зернограничной сегрегации Zn в алюминиевых сплавах при механической обработке

Крыжевич Д.С., Коростелев С.Ю., Березиков О.А., Зольников К.П.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Характеристики границ зерен играют важную роль в формировании макроскопических свойств нанокристаллических металлических материалов. Границы зерен являются эффективными барьерами для распространения различных дефектов, значительно повышая прочность материала. Однако, структурные искажения в их области локально повышают потенциальную энергию, вызывая термодинамическую нестабильность материала. Для изменения макроскопических характеристик нанокристаллического материала часто прибегают к изменению микроскопических свойств границ зерен. Распространенным способом целенаправленной оптимизации свойств материалов является варьирование химического состава и структуры границ зерен. Сегрегация примесных атомов по границам зерен может существенно изменить многие физико-механические свойства материала, например, сопротивление разрушению, предел прочности при растяжении, пластичность, сопротивление ползучести, а также особенности протекания многих процессов, в частности, зарождение новых фаз, рекристаллизация, зернограничная диффузия и т.д. Ультрамелкозернистые сплавы на основе алюминия характеризуются хорошо выраженной зернограничной сегрегацией таких легирующих элементов как Zn, Mg, Cu и являются перспективными материалами для многих практических приложений.

Экспериментальные исследования сегрегации легирующих примесей по границам зерен в нанокристаллических материалах существенно затруднены в связи с малыми пространственно-временными масштабами характерных процессов, протекающих при интенсивной пластической деформации. Одним из наиболее эффективных способов получения данных о поведении примесей и структурных трансформациях в материале является компьютерное моделирование.

В данной работе проведено молекулярно-динамическое моделирование процесса сегрегации примеси Zn в бикристаллах на основе Al с различными границами зерен при сдвиговом нагружении. Целью моделирования было выявление атомных механизмов сегрегации примеси, установление влияния концентрации Zn и температуры исходного образца, а также скорости сдвигового нагружения на характеристики сегрегации, структурные изменения границы зерен и механические свойства образца.

Результаты моделирования показывают, что атомным механизмом сегрегации примесей Zn в зернограничной области в сплавах системы Al-Zn является межзеренное проскальзывание. В результате проскальзывания зернограничная область утолщается, в ней локально повышается кинетическая температура. Структура межзеренной области в процессе сдвигового нагружения становится схожей со структурой в аморфном состоянии. В результате этих изменений подвижность атомов Zn в этой области возрастает, что обуславливает их сегрегацию в центральной части границ зерен. Атомы Zn распределены крайне неоднородно в направлении нормали к плоскости границы. В центральной части их концентрация существенно выше, а в прилегающих областях ниже среднего значения по образцу. Повышение скорости сдвигового нагружения и начальной температуры образца усиливает сегрегацию в границе зерен.

DEM-моделирование взаимодействия сыпучего материала, представленного мультисферами, с телом, заданным треугольной поверхностной сеткой

[1]Лобовиков Д.В., [1]Матыгуллина Е.В., [2]Емшанова П.И.

[1]Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

[2]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

В работе исследуется процесс взаимодействия частиц рабочей среды (галтовочных тел) с поверхностью детали при вибрационной галтовке. Целью исследования является определение количества и интенсивности соударений частиц с поверхностью детали в зависимости от параметров вибрации.

Предложен подход по моделированию взаимодействия частиц сыпучего материала (обрабатывающих тел), представленного мультисферами[1], с твёрдым телом (деталью), заданным треугольной поверхностной сеткой. Стенки ёмкости заданы треугольной сеткой.

Рассматривается оптимизация алгоритмов параллельного поиска контактов между частицами сыпучего материала и деталью. Поиск контактов является наиболее вычислительно затратной частью DEM-моделирования. Основное внимание уделяется оптимизации хранения данных о местоположении объектов и алгоритмам их обработки в рамках использования регулярной расчётной сетки поиска.

Для поиска контактов используется регулярная расчётная сетка, шаг которой определяется размерами мультисфер и принимается равным половине максимального габаритного размера мультисферы. В рассматриваемой постановке, соответствующей условиям галтовки, галтовочные тела моделируются мультисферами одинаковой формы и размера.

Размеры треугольников поверхностной сетки детали формально не ограничены, однако для сохранения вычислительной эффективности требуется, чтобы габаритный размер треугольников был не меньше размера частиц сыпучего материала. Наличие треугольников меньшего размера допустимо, однако их доля должна составлять не более 20% от общего числа треугольников, описывающих деталь.

Показано, что при значительном превышении габаритных размеров детали над диаметром составляющих сфер (более чем в 50 раз) треугольная аппроксимация поверхности позволяет существенно сократить число элементов расчётной модели по сравнению с представлением детали в виде совокупности сфер. Наибольшее снижение числа элементов достигается для детали, имеющей простую геометрию: полигональную, цилиндрическую, коническую и др. При этом обеспечивается более гладкая геометрия поверхности без искусственной шероховатости, характерной для сферической аппроксимации. Геометрия моделируемых деталей при наличии исходных CAD-данных может быть автоматически преобразована в представление в виде треугольной поверхностной сетки с использованием стандартных сторонних программных средств.

В модели учитывается движение детали как абсолютно твёрдого тела с шестью степенями свободы. Динамика тела определяется суммарным воздействием частиц сыпучей среды, находящейся в состоянии вибрации.

Для повышения производительности реализованы следующие подходы: применение пространственной сетки для поиска потенциальных контактов; выбор шага пространственной сетки с учётом габаритов мультисфер; иерархический поиск контактов, определение потенциально взаимодействующих мультисфер с последующим поиском контактов составляющих сфер; увеличение шага интегрирования за счёт снижения модуля Юнга в расчётной модели; параллельные вычисления на GPU с использованием технологии CUDA.

Моделирование 2 секунд процесса галтовки при шаге по времени равном 10^{-6}с потребовало 45,8 часов вычислительного времени; использование графической памяти составило 10,3 Гб. Каждая мультисфера включает 89 сферических элементов. Расчёты выполнялись на графическом процессоре NVIDIA RTX 3060 (12 ГБ памяти), широко применяемом в персональных компьютерах.

На базе программы DenseDEM (разработчик — Д.В. Лобовиков) разработана программная реализация процесса вибрационной галтовки, обеспечивающая анализ движения частиц и детали, а также определение количества и скоростей соударений частиц с отдельными участками поверхности детали.

На последующих этапах исследования планируется выполнить калибровку и верификацию параметров контактной модели по результатам экспериментальных исследований, разработать модели трения и гидродинамического взаимодействия частиц в жидкой среде, а также экспериментально определить и классифицировать диапазоны скоростей соударения галтовочных тел с деталью по эффективности сглаживания кромок.

1. Lobovikov D., Matygullina E., Sirotenko L. Simulation by discrete element method using complex particles // Russ Phys J. – 2025. – Vol. 67(4). – DOI: 10.1007/s11182-024-03355-2.

Влияние структуры границ зерен, дислокаций и меди на пластичность нанокристаллического алюминия

Манухина К.Д., Латыпов Ф.Т., Воронин Д.С., Майер А.Е., Красников В.С.
Челябинский государственный университет, Челябинск

Экспериментальные и теоретические исследования показывают, что механическое поведение наноструктурного алюминия определяется не только размером зерна, но и структурным состоянием границ зерен (ГЗ) [1–3]. При уменьшении размера зерна вклад границ в сопротивление деформации возрастает, однако наблюдаемые напряжения течения нередко оказываются выше оценок, получаемых из соотношения Холла–Петча, что указывает на существенную роль атомной структуры ГЗ и их эволюции при нагружении. В этой связи особый интерес представляют ГЗ различной разориентации и метастабильного строения, поскольку даже при фиксированном угле разориентации они могут обладать различными энергетическими характеристиками и по-разному включаться в процессы пластической релаксации.

Методом молекулярной динамики исследованы механизмы пластической деформации нанозеренного алюминия с различной структурой границ зерен, плотностью внутризеренных дислокаций и распределением атомов меди, как внутри зерен, так и на границах. Показано, что механический отклик материала определяется конкуренцией между миграцией границ зерен, зернограничным проскальзыванием и дислокационной активностью. Для чистых систем с низкой удельной энергией границ зерен основной механизм пластичности связан с их миграцией, которая активируется при сравнительно низких напряжениях. Однако потеря плоской формы движущейся границы приводит к ее торможению и переключению деформации на зернограничное проскальзывание либо испускание решеточных дислокаций. Для границ с более высокой энергией более вероятным становится зернограничное проскальзывание, требующее существенно больших напряжений активации.

Введение внутризеренных дислокаций модифицирует начальные стадии пластического течения. Одиночные дислокации после взаимодействия с границами и аннигиляции могут формировать дефектные кластеры, локально повышая сопротивление деформации. При увеличении плотности дислокаций их поглощение границами переводит последние в возбужденное, неравновесное состояние, что приводит к более ранней активации миграции или проскальзывания по сравнению с бездислокационными системами. Таким образом, внутризеренные дислокации сами по себе не обеспечивают однозначного упрочнения: их влияние определяется характером взаимодействия с границами зерен и локальной топологией дефектной структуры.

Наиболее существенное влияние на механические свойства оказывает медь. Сегрегация атомов Cu на границах зерен эффективно подавляет их миграцию и повышает напряжение перехода к пластическому течению. При высоких концентрациях меди на границах миграционный механизм практически блокируется, а основным механизмом деформации становится зернограничное проскальзывание, требующее повышенных напряжений. Одновременно твердый раствор меди в объеме зерна затрудняет движение внутризеренных дислокаций и стабилизирует течение на поздних стадиях деформации. Максимальный упрочняющий эффект достигается при совместном действии двух факторов: блокировки границ зерен сегрегацией Cu и торможения дислокаций в объеме.

Сопоставление различных вариантов распределения меди показывает, что не только ее концентрация, но и пространственная локализация определяют прочностной отклик материала. При преимущественном расположении Cu на ГЗ усиливается их барьерная роль, тогда как присутствие меди в объеме повышает устойчивость течения на последующих этапах деформации. Для систем с низкоэнергетическими ГЗ легирование Cu повышает модуль упругости и увеличивает предел прочности, однако сопровождается подавлением внутризеренной пластичности и ростом склонности к потере пластичности. Для высокоэнергетических границ ситуация иная: даже одна внутризеренная дислокация может

заметно понизить прочность, поскольку разрушение инициируется в области их взаимодействия. В то же время легирование медью способно компенсировать этот эффект, повышая прочность и расширяя диапазон допустимой пластической деформации.

Таким образом, пластическое поведение нанокристаллического алюминия определяется сложным взаимодействием структуры границ зерен, внутризеренных дислокаций и химического состава. Миграция границ, зернограничное проскальзывание и дислокационная активность образуют иерархическую систему конкурирующих механизмов, чувствительную к энергии границы и распределению легирующих атомов [4, 5]. Медь выступает эффективным инструментом управления этой системой, поскольку одновременно подавляет миграцию границ и тормозит дислокационное скольжение в объеме. Полученные результаты показывают, что целенаправленное управление сегрегацией Cu и дефектной структурой позволяет регулировать прочность и пластичность нанокристаллического алюминия в широком диапазоне.

Работа выполнена в рамках грантом РНФ № 24-11-20031 «Многомасштабное описание зернограничной пластической релаксации в алюминиевых сплавах».

1. Deformation behavior of nanostructured aluminum alloy processed by severe plastic deformation / Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Sabirov I.N., Sergueeva A.V., Valiev R.Z. // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – Vol. 319–321. – P. 877–881. – DOI:10.1016/S0921-5093(01)01052-8.
2. Sabirov I., Murashkin M.Y., Valiev R.Z. Nanostructured aluminum alloys produced by severe plastic deformation: new horizons in development // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. – Vol. 560. – P. 1–24. – DOI:10.1016/j.msea.2012.09.020.
3. Examination of inverse Hall–Petch relation in nanostructured aluminum alloys by ultra-severe plastic deformation / Mohammadi A., Enikeev N.A., Murashkin M.Y., Arita M., Edalati K. // J. Mater. Sci. Technol. – 2021. – Vol. 91. – P. 78–89. – DOI:10.1016/j.jmst.2021.01.096.
4. Atomic-scale investigation on the structures and mechanical properties of metastable grain boundaries in aluminum / Liao Z., Zhang L., Xie J., Huang X. // Mater. Today Commun. – 2024. – Vol. 41. – 110851. – DOI:10.1016/j.mtcomm.2024.110851.
5. Mechanical response of metastable grain boundaries under shear deformation: a multi-scale study / Krasnikov V.S., Manukhina K.D., Latypov F.T., Voronin D.S., Mayer A.E. // Int. J. Plast. – 2025. – Vol. 195. – 104524. – DOI:10.1016/j.ijplas.2025.104524.

Исследование динамической прочности горных пород: от лабораторной модели к реальным условиям Тянь-Шаня

[1]Манько А.В., [2]Муравьева Е.А.
[1]Московский политехнический университет, Москва
[2]Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Москва

Целью данного исследования является оптимизация методики математического моделирования образцов из эквивалентных материалов на действие динамических нагрузок. В качестве реальной модели, представляемой эквивалентными материалами, является горная порода, а динамическая нагрузка – сейсмические, геодинамические и тектонические воздействия. В дополнение сама горная порода имеет регулярную трещиноватость ортогональных трещин под различными углами.

В качестве эквивалентного материала был подобран материал, состоящий из гипса, песка, мела, силиката натрия и воды. Также были подобраны углы падения одиночной и ортогональной трещины [1]. При всестороннем обжатии была проведена верификация полученной модели для получения упругопластического материала [2].

В качестве динамических нагрузок были выбраны сейсмические воздействия на рассматриваемый массив горных пород не зависимо от типа волн (Релея, Лява и т.п.), а также тектонические и литостатические растягивающие и сжимающие нагрузки, по которым были выбраны соответствующие граничные условия для будущей расчетной схемы. Низ расчетной схемы закреплен по осям X и Y, а боковые, вертикальные, грани закреплены равномерно-распределенной растягивающей или сжимающей нагрузкой [3].

Все исследования проводились для геологических, сейсмических и тектонических условий горной системы Тянь-Шаня, на территории Киргизии. По результатам анализа фондовых источников [4] были выбраны те горные породы, у которых физико-механические характеристики, определенные в статическом состоянии, были близки к данным, полученным у эквивалентных материалов с учетом масштабных коэффициентов. По этим реальным горным породам были взяты уже динамические физико-механические характеристики, которые в дальнейшем использовались в данной работе.

В первую очередь было сделано, в плоской постановке, математическое моделирование образцов с ортогональными трещинами со свойствами эквивалентных материалов. Данные расчеты были необходимы для верификации модели. Затем был высчитан, аналитическим путем, корректировочный коэффициент результатов математического моделирования эквивалентных материалов в реальные горные породы рудника Хайдаркан. И, в-третьих, был высчитан переводной коэффициент физико-механических характеристик эквивалентных материалов, полученные статическим путем, к динамическим показателям реальных горных пород. Далее этот коэффициент был скорректирован и, с его применением, был рассчитан гипотетический туннель в сейсмических условиях Тянь-Шаня, а результаты сравнивались с натурными данными туннеля, расположенным в аналогичных горнотехнических условиях.

Разница составила от 5 до 15 процентов, что подтверждает правильность выполненного исследования динамической прочности горных пород.

1. Манько А.В., Муравьева Е.А. Исследование деформированного состояния трещиноватого скального массива физическим экспериментом на эквивалентных материалах // Журнал теоретической и прикладной механики. – 2025. – № 1(90). – С. 98-108. – DOI 10.24412/0136-4545-2025-1-98-108.
2. Верификация модели трещиноватого эквивалентного материала при физическом моделировании / З.К. Алиханов, Н.Г. Лобачева, Е.А. Муравьева, А.В. Манько // Экономика строительства. – 2025. – № 6. – С. 346-348.
3. Муравьева Е.А., Алиханов З.К., Манько А.В. Выбор принципа закрепления расчетной схемы при математическом моделировании литосферной плиты // Экономика строительства. – 2025. – № 12. – С. 432-434.
4. Терметчиков М.К. Физико-механические свойства горных пород рудника Хайдаркан // В кн. «Исследования по механике горных пород». Фрунзе: Илим, 1967. – С. 82-87.

Модификация дислокационно-ориентированной модели для описания эффекта прерывистой пластичности

Мехоношин К.А., Трусов П.В.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Актуальной задачей является разработка многоуровневых конститутивных моделей для исследования и оптимизации процессов термомеханической обработки сплавов. В основе данного класса моделей лежит детальное описание разномасштабных физических механизмов, реализующихся в рассматриваемых процессах. Для сплавов одним из важных механизмов является взаимодействие дислокаций с атомами примесей, имеющее диффузионную природу. В окрестностях дислокаций, временно остановленных у различных препятствий, могут формироваться «атмосферы» примесных атомов (атмосферы Коттрелла) [1], вносящие дополнительное сопротивление их движению, что является основной причиной возникновения в определенных диапазонах скоростей деформирования и температур прерывистой пластичности (эффекта Портевена – Ле Шателье [2], далее ЭПЛШ), математическому моделированию которой посвящена данная работа.

Для описания ЭПЛШ предложена модификация дислокационно-ориентированной многоуровневой модели неупругого деформирования поликристаллических сплавов [3]. Мезоуровень (уровень кристаллита) данной модели состоит из двух структурных частей. Первый мезоуровень (мезо-1) описывает механическое поведение кристаллита с использованием мер напряжений и деформаций, их скоростей. Неупругие деформации в данной постановке осуществляются скольжением краевых дислокаций по определённым кристаллографическим плоскостям. На втором мезоуровне (мезо-2) описывается эволюция параметров дефектной структуры кристаллита, включающей краевые дислокации и барьеры дислокационной природы (барьеры Ломера – Коттрелла и Хирта). Для определения скоростей сдвигов используется модифицированное уравнение Орована.

На стадии разработки структуры формулируемой модификации проанализированы физические механизмы эффекта прерывистой пластичности. В качестве основных приняты: диффузия атомов примесей (как решёточная, так и туннельная) к временно остановленным на препятствиях дислокациям [4, 5], «собирание» примесных атомов медленно движущимися дислокациями [6] и «отрыв» дислокаций от образовавшихся атмосфер Коттрелла. В рамках модификации подмодель мезо-2 дополняется эволюционными соотношениями для определения концентрации примесей в атмосферах Коттрелла. Изменение концентраций захваченных атомов описывается с помощью гипотезы аддитивности вкладов от рассматриваемых физических механизмов ЭПЛШ. При малых скоростях дислокаций до достижения порогового значения скорости v_{dif} работают два физических механизма, ведущих к повышению концентрации атмосфер Коттрелла: диффузия и «сбор» атомов примеси движущимися дислокациями. В этих механизмах, отвечающих за рост концентрации захваченных атомов, также учтено, что для дислокаций и примесных атомов в зависимости от их собственных характеристик (вектора Бюргерса, атомного радиуса) есть предельная концентрация насыщения облаков c_s. После превышения дислокациями скорости v_{dif} концентрация захваченных атомов начинает убывать за счёт отрыва дислокаций от образовавшихся атмосфер Коттрелла. При этом при отрыве примесей от дислокаций их концентрация в атмосферах не может стать меньше средней концентрации примесных атомов в кристаллите. Таким образом, принят следующий вид соотношения для определения скорости изменения концентрации захваченных примесей:

$$\dot{c}^k_{tr\pm} = \left(1 - \left[\frac{c^k_{tr\pm}}{c_s}\right]^q\right) H\left(v_{dif} - \left|v^k_{\pm}\right|\right)\left[\dot{c}^k_{dif\pm} + \dot{c}^k_{cap\pm}\right] + H\left(c^k_{tr\pm} - \tilde{c}_{free}\right) H\left(\left|v^k_{\pm}\right| - v_{dif}\right)\dot{c}^k_{sep\pm},$$

где $c^k_{tr\pm}$ –молярная концентрация захваченных положительными (отрицательными) дислокациями примесных атомов на k-ой системе скольжения; $v^k_{\pm}$ – средняя скорость

положительных (отрицательных) дислокаций на k-ой системе скольжения; $\tilde{c}_{free}$ – средняя концентрация свободных примесных атомов; $\dot{c}^k_{dif\pm}$ – слагаемое, описывающее изменение концентрации «захваченных» атомов за счет механизма диффузии примесных атомов к медленно движущимся или временно остановленным дислокациям; $\dot{c}^k_{cap\pm}$ – слагаемое, отражающее вклад механизма сбора атомов движущимися дислокациями; $\dot{c}^k_{sep\pm}$ – слагаемое, описывающее механизм отрыва дислокаций от атмосфер Коттрелла; $H(x)$ –функция Хэвисайда. Для каждого слагаемого, описывающего тот или иной механизм ЭПЛШ, на основе качественного физического анализа предложено соотношение, связывающее его с основными характеристиками дислокационной структуры (плотностями и скоростями дислокаций) и температурой. При выводе данных соотношений предполагается, что существует характерный размер области взаимодействия атомов примесей с дислокацией, характеризующийся радиусом, отсчитываемым от линии дислокации (радиус «трубки захвата»), который является параметром материала.

При формулировке закона упрочнения принимается гипотеза о возможности аддитивного разделения критических касательных напряжений на системах скольжения дислокаций (скоростей их изменения) на вклады от сопротивления решётки, от полей напряжений дислокаций, от образованных на расщеплённых дислокациях барьеров и от взаимодействия дислокаций с атмосферами Коттрелла. Вклад в критическое напряжение за счёт механизмов ЭПЛШ определяется по известному соотношению для средней распределённой (на единицу длины) силы, действующей на дислокацию со стороны атмосферы Коттрелла [7].

Проведена двухэтапная процедура идентификации предложенной модификации дислокационно-ориентированной многоуровневой модели, основанная на принципе расщепления параметров модели по основным рассматриваемым физическим механизмам неупругого деформирования. Для её проведения используются методы статистического анализа [8] и вейвлет-анализа [9] для более полного представления характеристик скачков напряжений, имеющих стохастическую природу. Процедура сводится к последовательному численному решению двух задач минимизации разности между модельными и экспериментальными данными: минимизация по осреднённым кривым напряжённо-деформированного состояния и по статистическим параметрам скачков напряжений. Представлены результаты применения идентифицированной модели для описания ЭПЛШ при одноосном деформировании монокристалла Al-4,5%Mg [8].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 25-19-00785.

1. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. – New York: Oxford Univ. Press., 1953. – 223 p.
2. Portevin A., Le Chatelier F. Sur un phenomene observe lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation // Compt. Rend. Acad. Sci. Paris. – 1923. – Vol. 176. – P. 507-510.
3. Трусов П.В., Грибов Д.С. Трёхуровневая модель, основанная на физических теориях пластичности: формулировка, алгоритмы реализации, результаты применения для исследования циклического нагружения // Comput.Contin. Mech. – 2022. – Т. 15, № 3. – С. 274-288.
4. Cottrell A.H., Jaswon M.A. Distribution of solute atoms round a slow dislocation // Proc. R. Soc. – 1949. – Vol. 199. – P. 104-114.
5. Ait-Amokhtar H., Fressengeas C., Bouabdallah K. On the effects of the Mg content on the critical strain for the jerky flow of Al–Mg alloys // Mater. Sci.; Eng. A. – 2015. – Vol. 631. – P. 209-213.
6. Petukhov B.V. Hardening of crystals caused by the dynamic aging of dislocations // Crystallogr. Rep. – 2003. – Vol. 48, № 5. – P. 813-818.
7. Хирт Дж., Лотэ И. Теория дислокаций. – М.: – Атомиздат, 1972 – 599 с.
8. Lebyodkin M.A., Dunin-Barkowskii L.R. Critical behavior and mechanism of strain correlations under conditions of unstable plastic flow // J. Exp.Theor.Phys. – 1998. – Vol. 86, No. 5. – P. 993–1000. – DOI: 10.1134/1.558571.
9. Trusov P.V. et al. Using the wavelet transform to process data from experimental studies of the discontinuous plastic deformation effect / Trusov P.V., Chechulina E.A., Gerasimov R.M., Vildeman V.E., Tretyakov M.P. // Fratt. Integrit. Strutt. – 2024. – Vol.68. – P.159-174.– DOI: 10.3221/IGF-ESIS.68.10.

Микромеханическая модель упругого поведения марганцево-медного сплава, изготовленного методом селективного лазерного сплавления

[1,2]Мухин В.Е., [1,2]Романова В.А., [1]Писарев М.,
[1,2]Балохонов В.Р.,[3]Сунь Лиин, [1,2]Балохонов Р.Р.
[1]Институт физики прочности и материаловеденья им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[3]Институт новых материалов, Академия наук провинции Гуандун, Гуанчжоу

Марганцево-медные сплавы характеризуются уникальными демпфирующими свойствами, которые в сочетании с высокими прочностными характеристиками и низкой стоимостью делают эти сплавы незаменимыми для изготовления деталей машин, работающих в условиях циклического нагружения, а также звукоизолирующих компонент различных акустических систем. Развитие аддитивных технологий открыло принципиально новые возможности для изготовления изделий сложной формы из сплавов с высоким содержанием марганца, получение которых традиционными методами (например, литьем, формованием и др.) не представляется возможным или сопряжено со значительными трудностями [1]. В основе аддитивного производства металлических изделий методом селективного лазерного сплавления (СЛС) лежат сложные термические процессы, протекающие в микроскопических ваннах расплава при экстремально высоких температурных градиентах и скоростях охлаждения. Многократное термоциклирование каждого слоя при наращивании последующих слоев приводят к образованию сложной иерархической структуры, существенно отличающейся от структуры сплавов, полученных традиционными методами. Изучение влияния структуры на механическое поведение аддитивно-изготовленных металлов является важной задачей физики, механики и материаловедения. Одним из перспективных методов исследования таких материалов является численное моделирование с явным учетом структурных особенностей на определенных масштабных уровнях [2].

В настоящей работе предложена микромеханическая модель аддитивно-изготовленного сплава М2052, учитывающая особенности поликристаллической структуры, текстуры и упругой анизотропии зерен с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Модель строилась на основе экспериментальных данных EBSD-анализа для сплава М2052. Для модельной структуры были проведены квазистатические расчеты одноосного растяжения вдоль и поперек направления сканирования. Было исследовано напряженно-деформированное состояние на упругой стадии и получены эффективные модули Юнга и коэффициенты Пуассона относительно различных направлений. Было получено согласие результатов численных расчетов с экспериментальными данными и аналитическими оценками в приближении Фойгта-Ройсса-Хилла. Проведенное исследование выявило значительное влияние зеренной структуры и кристаллографической текстуры на локальные характеристики НДС и анизотропию эффективных упругих модулей сплава М2052, полученного методом СЛС.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0003.

1. The effect of scanning strategies on the microstructure and mechanical properties of M2052 alloy manufactured by selective laser melting / J. Zhao, L. Sun, P. Ji et al. // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 27. – P. 7084–7093.
2. Microstructure-based mechanical models of materials manufactured by laser powder bed fusion using stainless steel as an example (review) / M. Pisarev, E. S. Emelianova, V. A. Romanova et al. // Physical Mesomechanics. – 2025. – Vol. 28, No. 5. – P. 569-583.

Молекулярно-динамическое исследование процессов пластической деформации вблизи межфазной границы в алюминиевой матрице с металлическим включением в условиях механического нагружения

[1,2] Никонов А.Ю.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

Создание антифрикционных материалов, способных повысить срок службы узлов трения машин и механизмов, является одной из актуальных задач современного материаловедения. Перспективными материалами для этих целей являются алюминиевые сплавы с мягкими металлическими включениями, выполняющими функцию твёрдой смазки. Традиционно в качестве такой фазы используется олово, однако перспективной представляется его частичная или полная замена свинцом, обладающим высокими антифрикционными свойствами и меньшей стоимостью. Дополнительные возможности для создания материалов с повышенным содержанием мягкой фазы открывают аддитивные технологии, в частности селективное лазерное сплавление (СЛС), обеспечивающее высокую скорости охлаждения расплава и формирование мелкодисперсной структуры. Несмотря на значительный интерес к подобным материалам, влияние природы мягких включений на механизмы пластической деформации алюминиевой матрицы и процессы, протекающие на межфазной границе, остаётся недостаточно изученным. В настоящее время для исследования этих процессов всё чаще используют методы компьютерного моделирования. Одним из таких методов является классическая молекулярная динамика, позволяющая исследовать механическое поведение кристаллов, содержащих межфазные границы, а также изучать особенности перестройки их атомной структуры в условиях внешнего воздействия. Целью настоящей работы является исследование структурной эволюции и механического поведения модельного кристаллита алюминия с наноразмерным включением свинца или олова при сдвиговой деформации.

В качестве объекта исследования был выбран кристаллит алюминия, содержащий включение свинца или олова. Кристаллит имел форму параллелепипеда размерами 40×24×16 нм^3. Кристаллическая решётка алюминия и свинца ориентировалась таким образом, что направлениям X, Y и Z лабораторной системы координат соответствовали кристаллографические направления [100], [010] и [001]. Кристаллографические оси элементарной ячейки β-Sn были ориентированы вдоль осей X, Y и Z лабораторной системы координат. Взаимодействие между атомами описывалось в рамках модифицированного метода погруженного атома. Царапание моделировалось перемещением сферического индентора радиусом R = 7,5 нм. Индентор перемещался вдоль оси X с постоянной скоростью 15 м/с. Начальная глубина внедрения составляла 3,5 нм, однако в процессе моделирования положение индентора автоматически корректировалось таким образом, чтобы сила реакции образца на индентор в направлении, перпендикулярном плоскости царапания, поддерживалась на уровне 75 эВ/Å. На атомы, находящиеся на расстоянии r < R от центра индентора, действовала сила, направленная по радиусу от центра индентора и определяемая выражением $F = -k(R - r)^2$, где k – коэффициент, характеризующий жёсткость индентора, а R-r – расстояние между центрами индентора и атома. Расчёты в рамках метода молекулярной динамики проводились с использованием программного пакета LAMMPS. Визуализация и анализ атомной структуры моделируемых образцов проводились в программе OVITO. Анализировалась эволюция атомной структуры в процессе пластической деформации и строились диаграммы нагружения.

В результате моделирования установлено, что при прохождении индентора через область металлического включения изменяется глубина его погружения. В процессе царапания происходит перенос материала включения на поверхность алюминиевой матрицы за включением по направлению движения индентора. Наиболее интенсивная пластическая деформация алюминиевой матрицы наблюдается вблизи межфазной границы перед выходом

индентора из области включения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 24-79-10099, https://rscf.ru/project/24-79-10099/).

Цифровое многоуровневое проектирование внутренней структуры прутка для обеспечения улучшенных эксплуатационных свойств

Романов К.А., Кондратьев Н.С., Швейкин А.И.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Металлические прутки и проволоки применяются во многих отраслях промышленности: в машиностроении и двигателестроении для изготовления длинномерных валов, осей [1] и поршневых конструкций [2]; в электрической промышленности для изготовления несущих тросов [3] и воздушных проводов [4]; в морской отрасли для изготовления кабелей [5], а также в медицине [6]. Одним из основных процессов изготовления прутков требуемого диаметра является волочение, который заключается в протягивании детали через штамп с меньшим поперечным сечением, чем сечение заготовки. Одними из наиболее популярных материалов для изготовления прутков и проволок является чистая медь [5] и различные марки стали [2, 7].

В процессе эксплуатации прутки испытывают циклические изгибающие нагрузки, которые приводят к их растрескиванию [4], поэтому для них необходимо повышать сопротивление к развитию усталостных трещин. При этом во многих сферах применения прутков в них присутствуют значительные статические напряжения, следовательно, изделия из прутков должны иметь достаточно высокий предел текучести для предотвращения развития в материале пластических деформаций [3]. Оба указанных критерия прочности зависят от состояния внутренней структуры материала прутка, в частности, от распределения размера зерна, однако эта зависимость является разнонаправленной. Для повышения предела текучести (статической прочности) по закону Холла-Петча [8] необходимы мелкие зерна, для усталостной трещиностойкости – более высокие значения размера зерна. Таким образом, для изготовления прутков с улучшенными эксплуатационными свойствами целесообразно применение цифровых методов создания функциональных материалов-изделий, с помощью которых возможно спроектировать в детали неоднородное распределение характеристик внутренней структуры. В настоящей работе такой характеристикой структуры является средний размер зерна.

Ключевым элементом предлагаемой в работе методики цифрового проектирования изделий с улучшенной функциональностью в процессе эксплуатации является применение многоуровневых конститутивных моделей (КМ) [9], в рамках которых возможно явным образом учесть эволюцию элементов внутренней структуры и реализацию механизмов деформирования на разных структурно-масштабных уровнях, что в совокупности влияет на формирование требуемых эксплуатационных свойств конкретного изделия. Стоит отметить, что при решении краевых задач использование многоуровневых КМ напрямую в виде модели материала является вычислительно ресурсоемкой задачей, поэтому в работе применяется комбинированный подход [10]. Суть данного подхода заключается в решении краевой задачи для всего изделия в целом с помощью вычислительно эффективной макрофеноменологической модели материала и затем детальное исследование критических областей изделия с применением многоуровневых КМ.

В настоящей работе рассмотрено применение методики цифрового функционального проектирования материалов-изделий для поиска оптимального распределения зеренной структуры по радиусу прутка из стали 40. Процессом изготовления являлась последовательность экструзии-волочения, процессом эксплуатации – изгиб прутка. Для повышения вычислительной эффективности применялся комбинированный подход, в котором для уточненного моделирования критических областей прутка использовалась двухуровневая КМ с явным учетом влияния размера зерна на отклик материала и выполнения критериев прочности – усталостной трещиностойкости в объеме и статической прочности на поверхности прутка. В ходе решения оптимизационной задачи для процесса эксплуатации было определено рациональное распределение среднего размера зерна по радиусу прутка, в ходе решения задачи оптимизации для процесса изготовления – значение выходного диаметра штампа, обеспечивающего после обработки определенное на первом этапе распределение

размера зерна. Полученные результаты моделирования процессов изготовления и эксплуатации прутка качественно согласуются с результатами других исследований.

Предложенная методика цифрового функционального проектирования была модифицирована учетом анализа чувствительности отклика многоуровневой КМ к среднему размеру зерна [11], использованием детализированной подмодели для описания фрагментации зерен [12] и подмоделей для описания других механизмов деформирования с целью дальнейшего применения к моделированию составляющих морские кабеля проволок в приближенных к реальным условиях эксплуатации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002.

1. Effect of rotary swaging on mechanical behaviors of axle steel rod / T. Tian, H. Xu, H. Zheng, W. Zhan, Y. Zhang, H. Zhu, Q. Zhang // Materials. – 2024. – Vol. 17, No. 11. – 2525. – DOI: 10.3390/ma17112525.
2. Experimental and theoretical analysis of rod deflection under compressive loading / N.S. Rzayev, A. Hasanov, N.F. Gahramanov, V. Salmanov, K.A. Gafarbayli // Int. J. Tech. Phys. Probl. Eng. – 2025. – Vol. 17, No. 1. – P. 330–336.
3. Несущий трос контактной сети железной дороги / Н.А. Кузнецова, А.А. Ивонин, А.М. Боев, А.А. Нор – 2020.
4. Fretting fatigue in overhead conductors: rig design and failure analysis of a grosbeak aluminium cable steel reinforced conductor / C.R.F. Azevedo, A.M.D. Henriques, A.R. Pulino Filho, J.L.A. Ferreira, J.A. Araújo // Eng. Fail. Anal. – 2009. – Vol. 16, No. 1. – P. 136–151. – DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.01.003.
5. Nonlinear bending behavior of a multilayer copper conductor in a dynamic power cable / H. Hu, J. Yan, S. Sævik, N. Ye, Q. Lu, Y. Bu // Ocean Eng. – 2022. – Vol. 250. – 110831. – DOI: 10.1016/j.oceaneng.2022.110831.
6. Carpenedo L., Berti F., La Barbera L. A virtual response surface strategy to predict the effects of contouring on the static and fatigue mechanical behavior of spinal rods // Ann. Biomed. Eng. – 2025. – Vol. 53, No. 3. – P. 644–657. – DOI: 10.1007/s10439-024-03649-z.
7. Volokitina I.E., Volokitin A.V. Influence of radial-shear drawing on the formation of gradient microstructure in steel rods // Metallurgist. – 2025. – Vol. 68, No. 10. – P. 1462–1467. – DOI: 10.1007/s11015-025-01861-3.
8. Cordero Z.C., Knight B.E., Schuh C.A. Six decades of the Hall–Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals // Int. Mater. Rev. – 2016. – Vol. 61, No. 8. – P. 495–512. – DOI: 10.1080/09506608.2016.1191808.
9. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.
10. A combined approach to solving applied metal forming problems / M. Baldin, N. Kondratev, P. Trusov, K. Ostapovich // Crystals. – 2025. – Vol. 15, No. 2. – 101. – DOI: 10.3390/cryst15020101.
11. Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А. Об одном подходе к численной оценке устойчивости многоуровневых конститутивных моделей материалов // Вычисл. мех. сплошн. сред. – 2021. – Т. 14, № 1. – С. 61–76. – DOI: 10.7242/1999-6691/2021.14.1.6.
12. Романов К.А., Швейкин А.И. Многоуровневая статистическая конститутивная модель на базе континуальной дислокационной динамики и ее применение для комплексного описания трансформации структуры меди при равноканальном угловом прессовании // Вестн. Перм. нац. исс. политехн. ун-та. Механика. – 2025. – № 4. – С. 5–23. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.4.01.

Применение концептуальной теории функционала плотности для компьютерного дизайна модифицированных фуллереновых наноструктур

Рябых А.В., Маслова О.А., Кравчук Р.И., Безносюк С.А.
Алтайский государственный университет, Барнаул

Фуллерен C_{60} и его функциональные модификации представляют собой уникальный класс углеродных наноструктур, обладающих высокой реакционной способностью и являющимися перспективных для применения в биомедицине, наноэлектронике и материаловедении [1]. Однако направленный дизайн требует количественных взаимосвязей между строением и свойствами.

Целью данного исследования являлось установление закономерности влияния природы заместителей X и их числа n на электронную структуру, реакционную способность и гидрофильность фуллереновых производных методами концептуальной теории функционала плотности (CDFT).

Квантово-химическое моделирование 18 типов заместителей (–CH_3, –C_2H_5, –C_3H_7, –F, –Cl, –Br, –OH, –OCH_3, –OC_2H_5, –SH, –SCH_3, –SC_2H_5, –NH_2, –NO_2, –COOH, –COCl, –$CONH_2$, –CN) было выполнено для одного из изомеров каждой серии $C_{60}X_2$, $C_{60}X_4$ и $C_{60}X_6$ (рис 1.) с использованием метода DFT (PBE0-D4/def2-TZVP). Моделирование проводили в пакете ORCA 6.1 [2]. Рассчитывали вертикальную энергию ионизации I и сродство к электрону A, а также производные дескрипторы химического потенциала μ, жесткости η, электрофильности ω, нуклеофильности N, и выполнили анализ локализации HOMO/LUMO в рамках концептуальной DFT (пакет Multiwfn 3.8) [3, 4].

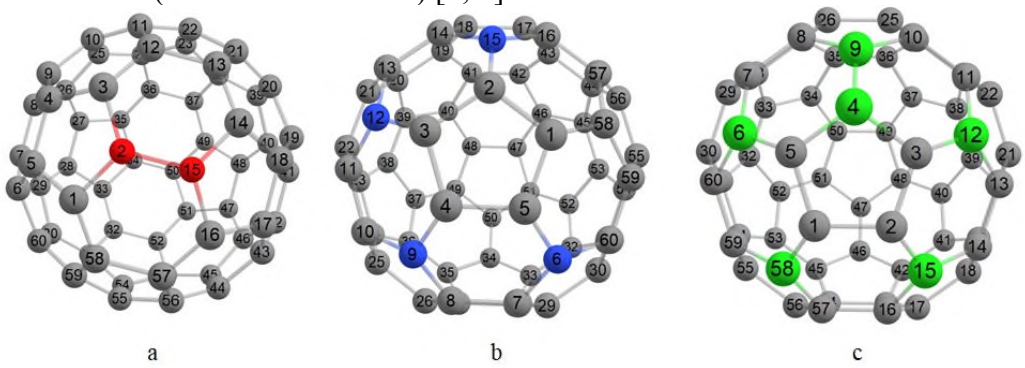


Рис. 1. Обозначения положений присоединения функциональных групп к фуллерену C60 (присоединение двух X-групп к красным атомам углерода (a); присоединение четырех X-групп к синим атомам углерода (b); присоединение шести X-групп к зеленым атомам углерода (c))

Впервые предложены относительные шкалы δμ и δη , позволяющие оценить вклад каждого заместителя относительно чистого C_{60}: <δμ> характеризует изменение электронного химического потенциала μ, а <δη> – степень «смягчения» электронной системы. Эти шкалы усредняются по числу заместителей и представляют собой универсальный инструмент для ранжирования функциональных групп по их электронному влиянию. Благодаря такому подходу становится возможным построить обобщенный донорно-акцепторный ряд заместителей, сопоставимый между различными системами, и предсказать свойства новых производных без полного пересчета всех конфигураций.

Усредненное влияние функциональных групп на свойства структуры фуллерена можно описать следующим рядом. Ряд химического потенциала <δμ>: слева направо донорная способность заместителя увеличивается. Ряд жесткости <δη>: слева направо увеличивается способность заместителя делать электронную структуру молекулы менее жесткой.

<δμ>: CN < NO_2 << COCl < F < Cl < Br << OH ≈ COOH < $CONH_2$ < SH < OCH_3 < OC_2H_5 << SCH_3 < SC_2H_5 < NH_2 < CH_3 < C_2H_5 < C_3H_7

<δη>: F << Cl < NH_2 < OH < CN < CH_3 < COCl < C_2H_5 < COOH < NO_2 ≈ SH ≈ OCH_3 < OC_2H_5 ≈ Br < C_3H_7 < $CONH_2$ < SCH_3 < SC_2H_5

Графически шкалы совмещенно можно представить следующим образом (рис. 2):

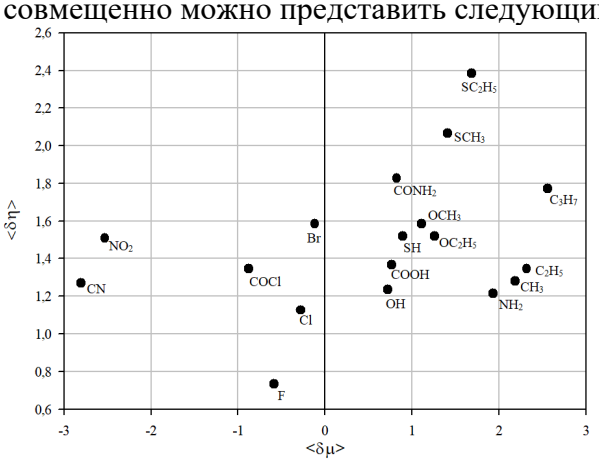


Рис. 2. Классификация функциональных групп по шкалам <δμ> и <δη> [5]

Анализ вкладов атомов заместителей в граничные молекулярные орбитали (ВЗМО и НСМО) выявил принципиально важный эффект. Для объемных групп, содержащих гетероатомы с неподеленными электронными парами (S, O, N), атомы этих гетероатомов вносят доминирующий вклад в электронную плотность граничных орбиталей. Так, вклад атомов серы S в ВЗМО для производных с группами $-SC_2H_5$ достигает 75% (для n = 6). Это означает, что реакционный центр при окислении (отдаче электрона) смещается с углеродного каркаса фуллерена непосредственно на заместитель [5].

Аналогично, для акцепторных групп ($-NO_2$, -Cl, -Br) значительные вклады (до 30–40%) наблюдаются в НСМО, что делает эти группы центрами нуклеофильной атаки. Таким образом, подбирая природу и число заместителей, можно целенаправленно создавать новые реакционные центры вне фуллеренового каркаса, что кардинально расширяет возможности компьютерного дизайна гибридных наноструктур [5].

Анализ изменения гидрофобности структур (ΔlogP) показал, что введение электроноакцепторных полярных групп ($-CONH_2$, -COOH, $-NO_2$) значительно снижает гидрофобность фуллеренов. Наиболее сильным гидрофилизатором является амидная группа ($-CONH_2$): для $C_{60}(CONH_2)_6$ ΔlogP = -9,12. Напротив, алкильные и особенно тиоалкильные группы выступают мощными гидрофобизаторами (ΔlogP = +5,92 для $C_{60}(SC_2H_5)_6$) [6].

Исследование выполнено в рамках реализации Программы развития университета на 2021-2030 годы в рамках реализации программы стратегического академического лидерства «Приоритет 2030», проект «Модифицированные фуллерены в медицине и нанотехнологиях: квантово-химическое моделирование структурных, электронных и антиоксидантных свойств».

1. Пиотровский Л. Б. Фуллерены в дизайне лекарственных веществ // Российские нанотехнологии. – 2007. –Т. 2. –№. 7-8. –С. 6-18.
2. Neese F. Software update: the ORCA program system, version 4.0 // Wiley Interdisciplinary Reviews: Computational Molecular Science. –2018. – Vol. 8. –№. 1. – P. e1327.
3. Lu T., Chen F. Multiwfn: A multifunctional wavefunction analyzer // Journal of computational chemistry. –2012. – Vol. 33(5), – P. 580-592.
4. Chakraborty D., Chattaraj P. K. Conceptual density functional theory based electronic structure principles // Chemical Science. –2021. –Vol. 12(18). –P. 6264-6279.
5. Компьютерное моделирование электронной структуры и реакционной способности модифицированных фуллеренов C60Xn (n = 2, 4, 6) с применением концептуальной теории функционала плотности / А.В. Рябых, О.А. Маслова, С.А. Безносюк, А.С. Полынцев, Д.С. Сподарев, С.В. Сподарева // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. –2025. –Т. 22. –№. 4. –С. 412-421.
6. Functionalized C_{60} Fullerenes as Inorganic Redox Nanostructures: A Quantum Chemical Approach / A.V. Ryabykh, O.A. Masolva, S.A. Beznosyuk, R.I. Kravchuk, A.S. Polyntsev, D.S. Spodarev, S.V. Spodareva // Eurasian journal of chemistry. – 2026.

Исследование устойчивости базовых конститутивных моделей физических теорий пластичности: влияние описания ротаций решеток кристаллитов

Симонов А.В., Швейкин А.И.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Активное применение в различных задачах проектирования изделий и конструкций нашли многоуровневые конститутивные модели (КМ) материалов, основанные на физических теориях пластичности (ФТП) [1-4]. С каждым годом интерес к моделям данного класса только растёт [1-2]. За счёт явного введения внутренних переменных и эволюционных уравнений для них модели данного класса позволяют описывать внутреннюю структуру изделий [1-4].

Многоуровневые КМ материалов, основанные на ФТП, обычно формулируются в виде систем обыкновенных дифференциальных уравнений [1-4], используется парадигма физической мезомеханики [5-7]. При этом выбор эволюционных уравнений для скоростей сдвигов, критических касательных напряжений, плотностей дислокаций и ориентаций кристаллитов остаётся за исследователем и должен опираться на физические механизмы моделируемого процесса.

Ранее были проведены детальные исследования чувствительности многоуровневых КМ ФТП [8], при этом не обнаружены проявления неустойчивости моделей данного класса. Это свидетельствует о том, что многоуровневые КМ ФТП в целом правомерно использовать при описании процессов различной сложности [1, 2, 5, 6], при этом применяемые разными исследователями параметры моделей могут достаточно существенно отличаться [8]. Последнее позволяет описывать с применением многоуровневых КМ ФТП большие диапазоны температурно-механических воздействий с обеспечением хорошего соответствия с экспериментальными данными [1-4].

В процессах неупругого деформирования металлов их внутренняя структура может меняться существенным образом, что, в частности, приводит к формированию выраженной текстуры. Имеется несколько моделей для описания ротаций решеток кристаллитов (спина) [9-11], в связи с чем встаёт вопрос об обоснованном выборе такой модели.

Ранее было показано [1], что отклик материала получается близким при различном выборе спина: стеснённого поворота Тейлора, материального поворота и различных формулировок так называемой модели решёточного спина [1]. Однако не было проведено численных экспериментов на сложное нагружение с изломом траектории деформации. В данной работе проведены подобные численные эксперименты, проверены на близость описания отклика модель стеснённого поворота Тейлора и модель решёточного спина.

Для различных законов сложного нагружения построены прямые и обратные полюсные фигуры для поликристалла, проанализированы интенсивности напряжений и компоненты тензора напряжений для макро- и мезоуровней с использованием базовой КМ ФТП. Подтверждён результат из работы [1]: характер вращения отдельных кристаллитов и их отклик на прикладываемые нагрузки меняется очень слабо при изменении модели ротации, соответствующие результаты получены и для поликристалла в целом, что в очередной раз доказывает близость рассматриваемых моделей ротации и говорит об их взаимозаменяемости.

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-2024-0002).

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. – DOI:10.15372/MULTILEVEL2019TPV.

2. Многоуровневые модели в физической мезомеханике металлов и сплавов: результаты и перспективы / П.В. Трусов, А.И. Швейкин, Н.С. Кондратьев, А.Ю. Янц // Физическая мезомеханика. – 2020. – Т. 23, № 6. – С. 33–62. DOI:10.24411/1683-805X-2020-16003.
3. Knezevic M., Beyerlein I.J. Multiscale modeling of microstructure-property relationships of polycrystalline metals during thermo-mechanical deformation // Adv. Eng. Mater. – 2018. – Vol. 20. – 1700956. – DOI:10.1002/adem.201700956.
4. Diehl M. Review and outlook: mechanical, thermodynamic, and kinetic continuum modeling of metallic materials at the grain scale // MRS Communications. – 2017. – Vol. 7. – P.735–746. DOI:10.1557/mrc.2017.98.
5. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.1 / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995.– 298 с.
6. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.2 / В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 320 с.
7. Егорушкин В.Е., Панин В.Е., Панин А.В. О физической природе пластичности // Физ. мезомех. – 2020. – Т. 23. – № 2. – С. 5–14.
8. Shveykin A., Trusov P., Romanov K. Stability of Crystal Plasticity Constitutive Models: Observations in Numerical Studies and Analytical Justification // Metals. – 2024. – Vol. 14. – 947. – DOI:10.3390/met14080947.
9. Deformation Texture Prediction: From the Taylor Model to the Advanced Lamel Model / P. Van Houtte, S. Li, M. Seefeldt, L. Delannay // Int. J. Plasticity. – 2005. – Vol. 21. – P. 589–624. – DOI:10.1016/j.ijplas.2004.04.011.
10. Horstemeyer M. F., Potirniche G. P., Marin E. B. Crystal Plasticity // Handb. Mater. Model. – 2005. – P. 1133-1149. – DOI:10.1007/978-1-4020-3286-8_57.
11. Mandel, J. Equations Constitutives et Directeurs dans les Milieux Plastiques et Viscoplastiquest // Int. J. Solids Struct. – 1973. – Vol. 9. – P. 725–740. – DOI:10.1016/0020-7683(73)90120-0.

Численная модель механического поведения фрагмента кости черепа человека

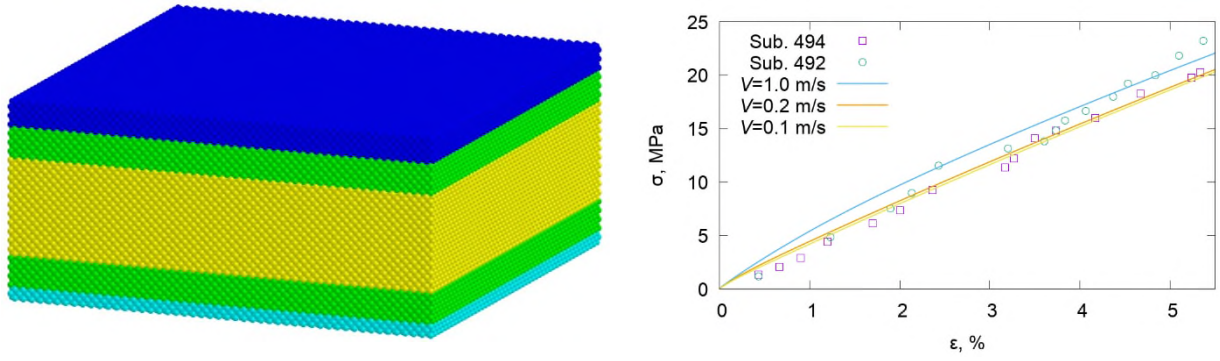
[1]Смолин А.Ю., [1]Еремина Г.М., [12]Воробъева А.А.

[1]*Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск*

[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Кость черепа имеет достаточно сложную структуру, что, в том числе, обеспечивает ей достаточную прочность при небольшой толщине и весе. В простейшем случае в кости черепа выделяют три слоя: внешнюю и внутреннюю пластинки из плотной кортикальной ткани и внутренний пористый слой – диплоэ, состоящий из пористой кортикальной костной ткани (рис. 1,а). При этом толщина и свойства внутренней и внешней пластинок отличаются между собой, а диплоэ неоднороден по толщине и может быть разделён на два переходных слоя, примыкающих к кортикальным пластинкам, и более пористый внутренний слой, что позволяет использовать пятислойную такой кости (рис. 1,б). Интерес к механическим свойствам кости черепа традиционно связан с возможностью оценить его прочность при ударах, например, в целях судебно-медицинской экспертизы, или разработки защитных шлемов [1]. Однако в последнее время появилось достаточно много исследований, посвящённых акустическим свойствам черепа, актуальность которых обусловлена развитием методик лечения дегенеративных заболеваний мозга с помощью ультразвука или малоинтенсивного ударно-волнового воздействия [2].

Целью данной работы является разработка численной модели механического поведения фрагмента теменной области черепа человека, позволяющей осуществлять трёхмерное моделирование её деформации при динамическом и квазистатическом нагружении.



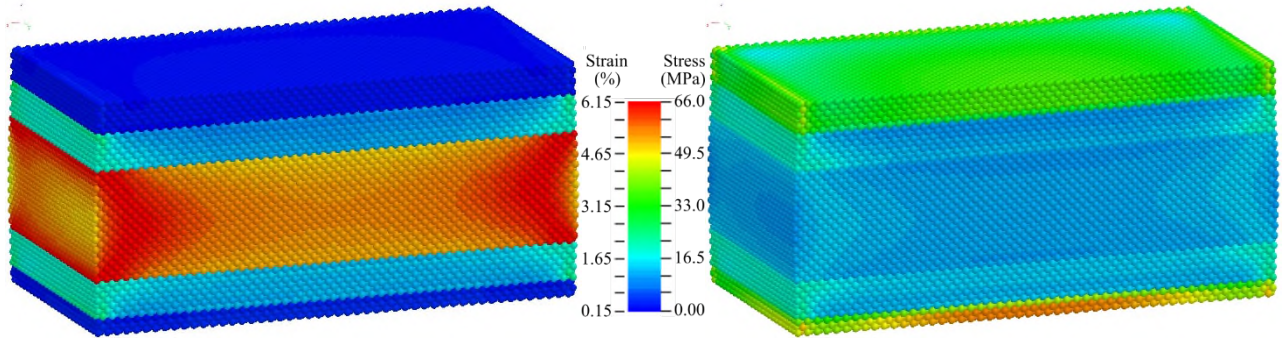
а б

Рис. 1. Пятислойная модель кости черепа (а), кривые сжатия модели с различными скоростями V (сплошные линии) и соответствующие экспериментальные данные (точки) из [5] (б)

В качестве метода численного моделирования был выбран метод подвижных клеточных автоматов, который позволяет рассматривать деформационное поведение системы частиц как изотропного упругопластического тела [3]. Костные ткани демонстрируют упруго-хрупкое поведение, а важной особенностью биологических тканей является их пористость и наличие внутри этих пор внутритканевой жидкости. Чтобы описывать механическое поведение такой двухфазной системы используется пороупругая модель Био. Эта модель, реализованная в методе подвижных клеточных автоматов, хорошо зарекомендовала себя для моделирования механического поведения твёрдых биологических тканей опорно-двигательного аппарата [4], и была использована в данной работе. Важным этапом был выбор её параметров: эффективная плотность пористого скелета ткани ρ, его пористость φ, проницаемость k, модули объёмной деформации K_d и сдвига G_d, модуль объёмной деформации материала скелета K_s. На основе анализа литературы для пяти структурных слоёв теменной области кости черепа были выбраны необходимые величины.

Для проверки адекватности модели были проведены тестовые расчёты по одноосному сжатию однородных образцов каждого слоя и всей пятислойной композиции. Скорость сжатия плавно увеличивалась до заданной скорости V и затем оставалась постоянной. Боковые

стороны образца были свободны от напряжений, а вытекание внутренней жидкости через них была либо свободной, либо полностью запрещалась. На рис. 1б показаны инженерные кривые зависимости напряжений от деформации для модели с размером автомата 0,4 мм. При высокой скорости нагружения кривая не является линейной, и эффективная жёсткость системы выше. Отметим, что для однородных образцов в условиях отсутствия вытекания флюида реакция на одноосное сжатие всегда линейная. При низкой скорости нагружения отклик модели практически линейный, а наклон кривой нагружения близок к экспериментальным данным.



а б

Рис. 2. Поля эквивалентной деформации в % (а) и эквивалентного напряжения в МПа (б) в модельном образце (показана половина модели и центральное сечение) при общей деформации 5% и скорости нагружения 0,2 м/с

При сжатии образцов костей черепа в основном деформируется средний слой диплоэ. Как можно видеть из рис. 2, для общей деформации образца 5%, центральная часть диплоэ испытывает более 6% деформации вследствие самого низкого модуля сдвига. В то же время напряжение по Мизесу здесь минимально, а максимальные напряжения наблюдается во внутренней кортикальной пластинке. Таким образом, распределение деформаций и напряжений в рассматриваемом образце существенно неоднородно из-за конечного размера образца в поперечном направлении. Также было показано, что градиенты давления жидкости локализованы в центре образца при быстром нагружении, что указывает на недостаточную проницаемость для уравновешивания приложенного давления. Поэтому предложенная модель адекватно отражает качественное и количественное пороупругое поведение кости черепа.

В дальнейшем планируется работа по адаптации модели к динамической нагрузке, характерной для ультразвуковой и ударно-волновой терапии, учёту реального изгиба черепа с целью численно исследовать акустическую стимуляцию коры мозга для лечения болезни Альцгеймера.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-79-10114.

1. Mechanical properties of cranial bone / J.H. McElhaney, J.L. Fogle, J.W. Melvin, R.R. Haynes, V.L. Roberts, N.M. Alem // Journal of Biomechanics. – Vol. 3. – P. 495–511.
2. Vibration-based elastic parameter identification of the diploë and cortical tables in dry cranial bones / E. Kohtanen, M. Mazzotti , M. Ruzzene , A. Erturk // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. – 2021. – Vol. 123. – 104747.
3. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure / E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, V.L. Popov, S.V. Astafurov, A.Yu. Smolin // Computational Materials Science. – 2015. – Vol. 102. – P. 267–285.
4. Еремина Г.М., А.Ю. Смолин, Мартышина И.П. Численное исследование механического поведения сегмента позвоночника с остеосаркомой при физиологических и акустических нагрузках // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. − 2025. − № 97. − С. 66–82.
5. Response of human skull bone to dynamic compressive loading / S. Boruah, K. Henderson, D. Subit, R.S. Salzar, B.S. Shender, G. Paskoff // IRCOBI Conference. – 2013. – P. 497–508. – https://www.ircobi.org/wordpress/downloads/irc13/pdf_files/54.pdf

Многоуровневые конститутивные модели для описания поведения поликристаллических сплавов: состояние, примеры применения, направления развития

Трусов П.В.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В последние десятилетия разработка новых и совершенствование существующих технологических процессов термомеханической обработки (ТМО) металлов и сплавов немыслима без использования на различных стадиях проектирования математического моделирования (создания «цифровых двойников»). В основе математических моделей (ММ) таких процессов лежат принципы, законы и уравнения различных разделов нелинейной механики деформируемого твердого тела (МДТТ), в особенности – теории пластичности [1-5]. «Ядром» этих ММ являются конститутивные модели (КМ) (или определяющие соотношения (ОС)), служащие для описания поведения конкретных обрабатываемых материалов. В большинстве существующих ММ для анализа процессов ТМО до сегодняшнего времени в качестве ОС используются макрофеноменологические теории (пластичности, ползучести, вязкоупругопластичности). Данные ОС основаны на обработке натурных испытаний макрообразцов, имеют низкую универсальность, не учитывают влияние на поведение сплавов изменений в ходе обработки структуры материалов. В настоящее время общепризнанным является факт определяющего влияния на поведение материалов их мезо- и микроструктуры [6-8]. В связи с вышесказанным в последние десятилетия все большую распространенность получают многоуровневые физически-ориентированные КМ [9-12].

Рассматриваются основные понятия и определения, используемые при построении физически и геометрически нелинейных КМ для описания процессов ТМО (представительных объемов различных структурно-масштабных уровней, порядка ОС, разложения движения, независимости от выбора системы отсчета и др.). Приведена классификация многоуровневых физически-ориентированных КМ. Представлены структура и соотношения разработанной трехуровневой (макро-, мезо-1 и мезо-2) дислокационно-ориентированной КМ, описание связей между «родственными» переменными различных уровней. Основное внимание уделено описанию модели мезоуровня-2, на котором анализ процессов деформирования осуществляется в терминах плотностей краевых дислокаций на системах скольжения (СС) и скоростей их движения. Приведены соотношения для определения изменения критических напряжений за счет взаимодействие дислокаций различных СС, включая образование барьеров Ломера – Коттрелла и Хирта для сплавов с низкой энергией дефекта упаковки. Отдельного рассмотрения требует учет взаимодействия дислокаций с границами кристаллитов, особенно – для многофазных сплавов; приведен вариант подмодели для описания зернограничного упрочнения. Предложена модификация модели для описания прерывистой пластичности (эффекта Портевена – Ле Шателье). Следует отметить, что реализация многоуровневых моделей требует значительных вычислительных ресурсов, что объясняет их крайне редкое применение для исследования реальных технологических процессов. В связи с этим предлагается вариант комбинированного «глобально – локального» подхода, в котором для расчетов деформирования полноразмерных заготовок применяется метод конечных элементов, использующий макрофеноменологические ОС, а для анализа деформирования нескольких выделенных подобластей – многоуровневые КМ.

Приведены примеры применения разработанной КМ для исследования циклического пропорционального и непропорционального деформирования образцов из однофазного сплава, простого и сложного нагружения представительного макрообъема из дуплекс стали. Для анализа взаимодействия дислокаций с границами зерен рассмотрены примеры по деформированию бикристаллических образцов с различно ориентированными соседними кристаллитами одинаковых и различных фаз. Исследование прерывистой пластичности рассмотрено на примере деформирования образцов из сплавов Al – Mg при различных скоростях деформирования. Для демонстрации вычислительной эффективности

комбинированного подхода рассмотрена задача исследования процесса штамповки. Представлены также первые результаты применения данного подхода для анализа процесса ортогонального резания.

В заключительной части обсуждаются основные направления дальнейшего развития многоуровневых физически-ориентированных конститутивных моделей, включая учет формирующихся в процессах ТМО жестких частиц (включений), описание твердотельных фазовых превращений, совершенствование модели для исследования процессов механической обработки резанием.

1. Ильюшин А.А. Пластичность. Основы общей математической теории. – М.: АН СССР, 1963. – 272 с.
2. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
3. Поздеев А.А., Трусов П.В., Няшин Ю.И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. – М.: Наука, 1986. – 232 с.
4. Левитас В.И. Большие упругопластические деформации материалов при высоком давлении. – Киев: Наукова думка, 1987. – 232 с.
5. Коробейников С.Н. Нелинейное деформирование твердых тел. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2000. – 262 с.
6. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т.1, №1. – С. 5–22.
7. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Основы физической мезомеханики пластической деформации и разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем // Физическая мезомеханика. – 2015. – Т.18, №5. – С.100–113. – DOI:10.24411/1683-805X-2015-00058.
8. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
9. 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.
10. Roters F. Advanced material models for the crystal plasticity finite element method: Development of a general CPFEM framework. – RWTH Aachen: Aachen, 2011. – 226 p. – DOI: 10.18154/RWTH-CONV-144865.
11. 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.
12. Trusov P.V., Kurmoyartseva K.A., Gribov D.S. Dislocation-based constitutive model: Description of the influence of grain boundaries on the deformation of metals // Physical Mesomechanics. – 2025. – Vol. 28, No. 6. – P. 801–818. – DOI: 10.1134/S1029959925600442.

Первопринципное исследование структурных и электронных свойств гетероструктуры на основе монослоя меди и графена

Федоров И.А.
Кемеровский государственный университет, Кемерово

В 2024 г. был впервые синтезирован свободностоящий одноатомный слой золота [1], что открывает перспективы для получения других двумерных металлов. Кристаллы металлов не имеют слоев, связанных слабым взаимодействием, что затрудняет синтез данных структур. Таким образом, металлены, в отличие от графена, имеют частично заполненные электронные оболочки. Характерным отличием данных структур является металлическая связь между атомами внутри слоя. Двумерный слой меди получил название копперен (copperene). Известно, что гетероструктуры, образованные из двумерных слоев, имеют уникальные физико-химические характеристики [2]. Таким образом, представляет интерес исследовать механизмы формирования гетероструктуры (монослой меди/графен).

В данном исследовании использовался пакет Quantum ESPRESSO. Полная энергия вычислена в рамках теории функционала плотности в параметризации PBE для обменно-корреляционного потенциала. Для учета ван-дер-ваальсова взаимодействия использовалась схема DFT-D3(BJ). Топологический анализ электронной плотности выполнен с использованием пакета CRITIC2. Базис плоских волн является делокализованным, что затрудняет классический квантовохимический анализ химических связей. Пакет LOBSTER использовался для проецирования результатов расчетов из базиса плоских волн на локализованные атомные орбитали. Это позволило провести анализ кристаллических орбитальных заселенностей Гамильтона (COHP) и определить кристаллические орбитальные индексы связи (COBI) между атомами гетероструктуры .

Вычисленное значение параметра решетки монослоя меди равно 2.43 Å, что находится в хорошем согласии с литературными данными. Учет ван-дер-ваальсовых сил позволил определить равновесную конфигурацию исследуемой гетероструктуры. Межслойное равновесное расстояние составляет 3.0 Å, а соответствующее значение энергии связи равно -171.54 мэВ. Расстояние между слоями близко к сумме ван-дер-ваальсовых радиусов атомов меди и углерода. Полученное значение энергии связи является типичным для систем с ван-дер-ваальсовым взаимодействием. Топологический анализ электронной плотности демонстрирует наличие критической точки связи (3, -1) между графеном и монослоем меди, параметры которой также соответствуют взаимодействию Ван-дер-Ваальса между слоями. Таким образом, анализ структурных, энергетических и электронных свойств доказывает, что изучаемая система представляет собой ван-дер-ваальсову гетероструктуру.

Значение индекса ICOBI на интерфейсе медь-графен равно 0.012 (d=3.0 Å), что подтверждает отсутствие сильного химического связывания между слоями. Для кратчайшего расстояния (d=2.43 Å) между атомами меди внутри монослоя меди значение ICOBI равно 0.116, а аналогичный параметр для ближайших атомов углерода (d=1.40 Å) в графене составляет 1.195. Таким образом, монослой меди формируется за счет металлических связей, а графен – ковалентных. Полученное значение 1.195 хорошо согласуется с порядком связи C–C для sp^2-гибридизованного состояния атомов по Полингу (1.33).

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FZSR-2024–0005).

1. Synthesis of goldene comprising single-atom layer gold / S. Kashiwaya, Y. Shi, J. Lu et al. // Nat. Synth. – 2024. – Vol. 3. – P. 744-751. – DOI: 10.1038/s44160-024-00518-4.
2. 2D materials and van der Waals heterostructures / K. S. Novoselov, A. Mishchenko, A. Carvalho, A. H. Castro Neto // Science – 2016. – Vol. 353. N. 6298. – P. 1-25. – DOI: 10.1126/science.aac9439.

Исследование эволюции микроструктуры ГЦК-металлов при высокоскоростной и высокотемпературной деформации: теория, эксперимент и машинное обучение

Фомин Е.В., Брюханов И.А., Костырева Л.А., Королькова О.П.
НИИ Механики, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

Экспериментальные и теоретические исследования показали, что при горячей деформации металлов происходит рост новых (рекристаллизованных) зерен. В деформируемых областях наблюдается измельчение микроструктуры; этот процесс известен как динамическая рекристаллизация. В металлах и сплавах динамическая рекристаллизация протекает при таких высокотемпературных технологических операциях, как ковка, экструзия, прокатка [1] и горячее изостатическое прессование. Рекристаллизация также происходит и при других технологических процессах — например, в зоне перемешивания при сварке трением [2] или в первичных зонах деформации при высокоскоростной обработке [3].

Теоретическая часть работы посвящена исследованию влияния прерывистой динамической рекристаллизации при деформации с высокими скоростями (10^4–10^5 $с^{-1}$) и повышенных температурах (700–800 К для алюминия и 800–1100 К для меди) на примере чистых алюминия и меди. С этой целью предлагается теоретическая модель, в которой материал описывается в рамках механики сплошной среды, пластическая деформация моделируется с использованием дислокационной модели [4], уравнение состояния задается нейронной сетью, а эволюция микроструктуры моделируется методом клеточных автоматов. Модель применяется к процессам одноосного сжатия и растяжения поликристаллов меди и алюминия с начальным средним размером зерна 14 мкм. Измельчение зерен наблюдается во всех системах: средний размер зерна уменьшается с 14 мкм до 4–5 мкм. Представлены распределения пластических и полных деформаций внутри поликристаллов. Во всех рассмотренных системах наблюдается локализация деформации.

В части разработки моделей машинного обучения предлагается эмулятор, описывающий эволюцию микроструктуры материала и его физические параметры (деформацию, долю рекристаллизованных зерен, средний размер зерна, давление и температуру). Наборы данных, используемые для обучения, валидации и тестирования модели, состоят из результатов численного моделирования, представленных ранее. Модель машинного обучения включает в себя рекуррентные компоненты (ячейки ConvLSTM [5] и LSTM) для обработки входных последовательностей и предсказывает последующий кадр, состоящий из изображения микроструктуры и вектора физических величин. Обученная модель демонстрирует способность реконструировать изображения микроструктуры как покадрово, так и на протяженных участках траектории деформации.

Экспериментальная часть включала высокотемпературные испытания на сжатие с использованием установки на базе разрезного стержня Гопкинсона–Кольского. В качестве исследуемого материала использовались поликристаллические цилиндрические образцы из алюминия чистотой 99,999%. Боек разгонялся газовой пушкой до скоростей от 20 до 30 м/с, что соответствовало скорости деформации около 6300 $с^{-1}$. Для высокотемпературных испытаний образцы выдерживались в печи при температурах 400 °C и 600 °C в течение 10 минут, после чего с помощью захватов перемещались в позицию для испытаний. В первом случае (400 °C) наблюдаются мелкие равноосные зерна, что свидетельствует о протекании в материале динамической рекристаллизации. При повышении температуры испытания до 600 °C наблюдается значительный рост размера зерен; однако при этом также видны и мелкие равноосные зерна, что дополнительно подтверждает наличие динамической рекристаллизации.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 26-71-10079.

1. A Review of Microstructural Evolution and Modelling of Aluminium Alloys under Hot Forming Conditions / J. Lv, J.-H. Zheng, V.A. Yardley, Z. Shi, J. Lin // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 1516. – DOI:10.3390/met10111516.

2. The origin of different microstructural and strengthening mechanisms of T copper and brass in their dissimilar friction stir welded joint / A. Heidarzadeh, H.M. Laleh, H. Gerami, P. Hosseinpour, M.J. Shabestari, R. Bahari // Mater. Sci. Eng. A – 2018. – Vol. 735. – P. 336–342. – DOI:10.1016/j.msea.2018.08.068.
3. Multiscale simulation of grain refinement induced by dynamic T recrystallization of Ti6Al4V alloy during high speed machining / X. Xu, J. Zhang, J. Outeiro, B. Xu, W.J. Zhao / Mater. Process. Technol. – 2020. – Vol. 286. – P. 116834. – DOI:10.1016/j.jmatprotec.2020.116834.
4. 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. – P. 93508. – DOI:10.1063/1.4805713.
5. Dizaji M.S., Mao Z., Haile M. A hybrid-attention-ConvLSTM-based deep learning architecture to extract modal frequencies from limited data using transfer learning // Mech. Syst. Signal Process. – 2023. – Vol. 187. – P. 109949. – DOI:10.1016/j.ymssp.2022.109949.

О постановках краевых задач геомеханики и геофизики

Чанышев А.И.
Институт горного дела им. Н. А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

В задачах горного дела объектами исследований являются массивы горных пород, простирающиеся на громадные расстояния вглубь и вширь так, что краевые условия на их границах невозможно определить по причине недоступности и недосягаемости. Современные приборы позволяют проводить измерения в точке – в точке на глубине, в точке на поверхности. Вместе с тем, когда требуется построить граничную функцию на протяжении и когда это протяженность является из-за больших глубин недоступной, классические постановки краевых задач становятся нереализуемыми.

Взять, к примеру, вторую краевую задачу геомеханики, когда на внешней границе массива пород требуется задать перемещения. Особенностью этой задачи является то, что все смещения, включая смещения на «бесконечности» и смещения на контуре реальной горной выработки уже произошли в момент создания массива пород, в момент создания горной выработки. В то же время, появились работы (Н. Хаст, Е.Р. Лиман, Г.Н. Кузнецов), в которых смещения было предложено восстанавливать с помощью упругой разгрузки.

В качестве пробного материала использовалась цилиндрическая разгрузочная щель, измерялись радиальные разгрузочные смещения. По этим упругим смещениям (точнее по конвергенции смещений) восстанавливались деформации, напряжения, главные оси тензора напряжений. Эти измерения относились к окрестности точки. Чтобы получить краевые смещения на границе массива пород требуется разгрузить его в полном объеме, тогда возможно получить значения упругих смещений. Краевые смещения могут быть упругопластическими.

Как восстановить значения пластических смещений, вопрос остается открытым. Отсюда из-за невозможности получить значения смещений на внешнем и внутреннем контурах расчетной области следует, что ни вторая, ни третья краевая задачи геомеханики не реализуемы.

Первая краевая задача – в напряжениях. Ее невозможно осуществить из-за проблемы определить все компоненты вектора напряжений Коши на больших дистанциях в глубине массива пород. Кроме того, задача в напряжениях требует к себе особого внимания из-за того, что напряжений 6, а уравнений, которые необходимо решать – 9 (три уравнения равновесия и 6 уравнений Бельтрами-Митчелла.

Таким образом стоит вопрос о замене классических постановок решения задач геомеханики (геофизики), когда на одном и том же участке границы, доступном для наблюдений и измерений, задаются одновременно и вектор перемещений, и вектор напряжений Коши в случае геомеханики и в случае геофизики задаются одновременно и компоненты электрического поля и компоненты магнитного.

В работе приводятся примеры решения задачи Коши для полупространства для задачи геомеханики и для задачи геофизики.

Дано сравнение теоретических расчетов с экспериментальными данными.

В работе также решается вопрос о примере Адамара, показывается, что решение этого примера теряет непрерывность с увеличением входного параметра, то есть перестает быть дифференцируемой функцией, удовлетворяющей уравнению Лапласа.

Работа выполнена в рамках проекта НИР (номер государственной регистрации 124020700085-5).

Задача о потере устойчивости прямоугольного параллелепипеда, изготовленного из первоначально анизотропного материала при сжатии (в постановке Лейбензона-Ишлинского)

Чанышев А.И., Абдулин И.М., Белоусова О.Е., Лукьяшко О.А.
Институт горного дела им. Н. А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Задача о потере устойчивости бесконечно длинной полосы из первоначально изотропного материала при сжатии решалась в работах Лейбензона-Ишлинского [1, 2]. Полученное решение обобщало известные [3]. Подход Лейбензона-Ишлинского позволяет оценивать потерю устойчивости массивных тел, когда все три (продольный и поперечный размеры) соизмеримы [4]. Потеря устойчивости бесконечно длинной полосы приводит к образованию полуволн изогнутой поверхности, рассмотрение одной из них в случае растяжения позволило в [5] оценить параметры образования шейки в образце материала при растяжении.

В данной работе рассматривается задача о потере устойчивости ленточного целика в виде протяженного по оси z прямоугольного параллелепипеда при сжатии, когда материал целика – первоначально анизотропен. Как и в работах Лейбензона-Ишлинского предполагается, что существует основное (докритическое) напряженно деформированное состояние с однородным распределением напряжений и деформаций и дополнительное с неоднородным распределением дополнительных напряжений и деформаций. Основное предположение Лейбензона-Ишлинского – при незначительной вариации граничных условий на торце сжимаемого целика существует для некоторой комбинации высоты и ширины целика такая сжимающая нагрузка p, при которой боковые стенки целика перестают быть вертикальными, принимают выпученное состояние. Эта нагрузка называется критической. Требуется оценить ее величину для всевозможных значений параметров анизотропии. Задача решается по методике, предложенной Лейбензоном-Ишлинским. Решение зависит от кратности корней характеристического уравнения. Для случая кратных корней получены явные выражения критической нагрузки, в предельном случае первоначально изотропного материала совпадающие с решением А.Ю. Ишлинского. Рассмотрены варианты искривления целика по типу изгиба балки и по типу образования бочки.

Работа выполнена в рамках проекта НИР (номер государственной регистрации 124020700085-5).

1. Лейбензон Л.С. О применении гармонических функций к вопросу об устойчивости сферической и цилиндрической оболочек // Собрание трудов. – М.: Изд-во АН СССР, 1951. – Т. 1. – 115 с.
2. Ишлинский А.Ю. Рассмотрение вопросов об устойчивости равновесия упругих тел с точки зрения математической теории упругости // Укр. мат. журн. – 1954. – Т. 4, № 2. – С. 140–146.
3. Вольмир А.С. Устойчивость деформируемых систем. – М.: Наука, 1967. – 984 с.
4. Гузь А.Н. Устойчивость трехмерных деформируемых тел. – Киев: Наукова думка, 1971. – 276 с.
5. Жуков А.М. К вопросу возникновения шейки в образце при растяжении // Инж. журн. – 1949. – Т. 5, № 2. – С. 34–51.

Особенности прохождения продольной волны через границу раздела упругого тела и вязкой жидкости при различных граничных условиях

Чертова Н.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Границы раздела твердого тела и вязкой жидкости, широко представленные в природе, живых организмах и технологиях, являются характерной особенностью геологических сред, пористых флюидонасыщенных материалов, костной ткани и многих конструктивных элементов энергетического, технологического и другого оборудования, работающего в условиях погружения в жидкость [1-3]. Указанные границы являются атрибутом современных технологий аддитивного производства композитных материалов [4]. При моделировании процессов течения на границе упругого тела и вязкой жидкости чаще всего рассматривают граничные условия прилипания и проскальзывания [5]. Граничное условие прилипания, впервые сформулированное Стоксом, предполагает равенство скоростей и напряжений на границе контактирующих тел

$$V_z^{el} = V_z^l, \quad V_y^{el} = V_y^l, \quad \sigma_{zz}^{el} = \sigma_{zz}^l, \quad \sigma_{zy}^{el} = \sigma_{zy}^l \tag{1}$$

Здесь $V_z^{el(l)}$, $\sigma_{zz}^{el(l)}$ – компоненты скорости и напряжения, направленные по нормали к границе, совпадающей с осью z, а $V_y^{el(l)}$, $\sigma_{yz}^{el(l)}$ – по касательной. При условии проскальзывания, предложенном Навье, на границе выполняется равенство для компонент напряжений и нормальных скоростей, а касательные скорости претерпевают разрыв, пропорциональный напряжению сдвига на границе

$$\sigma_{zz}^{el} = \sigma_{zz}^l, \quad \sigma_{zz}^{el} = \sigma_{zz}^l, \quad \sigma_{zy}^{el} = \sigma_{zy}^l, \quad \chi(V_y^{el} - V_y^l) = \sigma_{zy}^{el} \tag{2}$$

где χ − коэффициент проскальзывания. Задача прохождения волн через границу раздела упругого тела и вязкой жидкости традиционно рассматривается при условии прилипания. Получить аналитические решения этой задачи для продольной волны, распространяющей в упругом теле, при граничных условиях (1), (2) и исследовать их влияние, наряду с параметрами контактирующих тел и частотой возбуждаемой волны на ее прохождение через границу являются целью работы. В случае продольной волны, распространяющейся в упругом теле, выражения для скоростей, записанные с точностью до временного множителя $\exp(-i\omega t)$, в упругом теле и жидкости имеют вид

$$\begin{aligned} V_z^{el} &= (a_l^0 - a_l^-)\cos\theta_l^- e^{ik_l^- r_l^-} - a_t^- \sin\theta_t^- e^{ik_t^- r_t^-} \quad & V_z^l &= a_l^+ \cos\theta_l^+ e^{ik_l^+ r_l^+} - a_t^+ \sin\theta_t^+ e^{ik_t^+ r_t^+} \\ V_y^{el} &= (a_l^0 + a_l^-)\sin\theta_l^- e^{ik_l^- r_l^-} - a_t^- \cos\theta_t^- e^{ik_t^- r_t^-}, & V_y^l &= a_l^+ \sin\theta_l^+ e^{ik_l^+ r_l^+} + a_t^+ \cos\theta_t^+ e^{ik_t^+ r_t^+} \end{aligned}. \tag{3}$$

Здесь a_l^0, $a^-_{l(t)}$, $a^+_{l(t)}$ − амплитуды падающей, отраженных и преломленных волн, $\theta^-_{l(t)}$, $\theta^+_{l(t)}$ − углы отражения и преломления, $k^-_{l(t)}$, $k^+_{l(t)}$ − волновые вектора контактирующих тел, $r^-_{l(t)}$, $r^+_{l(t)}$ − радиус-векторы. Формулы (3) получены для случая, когда упругое тело расположено при $z<0$, а жидкость при $z>0$. Компоненты напряжений в упругом теле и вязкой жидкости определяются соотношениями

$$\sigma_{ij}^{el} = [\lambda\partial_n V_n\delta_{ij} + \mu(\partial_l V_j + \partial_j V_i)]/(-i\omega), \quad \sigma_{ij}^l = -P + (\xi - 2\eta/3)\partial_n V_n\delta_{ij} + \eta(\partial_l V_j + \partial_j V_i), \tag{4}$$

где λ, μ − коэффициенты Ламэ, ξ, η − коэффициенты объемной и сдвиговой вязкости жидкости. Подставляя (3) и определенные на их основе компоненты напряжений (4) в граничные условия (1)–(2), получим системы уравнений относительно неизвестных коэффициентов отражения R_{ll}, R_{tl} и преломленияT_{ll}, T_{tl} при условии прилипания и проскальзывания. Аналитические решения полученных систем представляют довольно громоздкие выражения, которые позволяют построить и проанализировать различные зависимости. На рисунке 1 приведены угловые зависимости модулей коэффициентов отражения и преломления на границе раздела стали с водой и глицерином при граничных условиях (1)–(2). Аналогичные зависимости получены для фаз коэффициентов отражения и преломления. На рисунке 1 для сравнения показаны зависимости, полученные в рамках модели идеальной жидкости, которые в отличие от исследуемых вязких жидкостей действительны и определяются отношением скоростей упругого тела $c=C_t/C_l$, продольных скоростей контактирующих тел $s=C_0/C_l$ и плотностей $r_0=\rho_0/\rho^{el}$ [6]. При описании вязкой жидкости появляются два новых параметра t, t_0,

позволяющие записать волновые вектора продольных и поперечных волн в виде

$$t = \eta\omega/(C_0^2\rho_0), \quad t_0 = \eta\omega/(2C_0^2\rho_0), \quad k_l^+ = \omega(1+it_0)/C_0, \quad k_t^+ = \omega(1+i)/(C_0\sqrt{2t}) \qquad (5)$$

Решение задачи при условии проскальзывания (2) содержит дополнительный безразмерный параметр $B=C_0\rho_0/\chi$. Квадраты модулей коэффициентов отражения и преломления определяют отношения энергий соответствующих волн, которые, как следует из полученных результатов, существенно различаются при условии прилипания и проскальзывания.

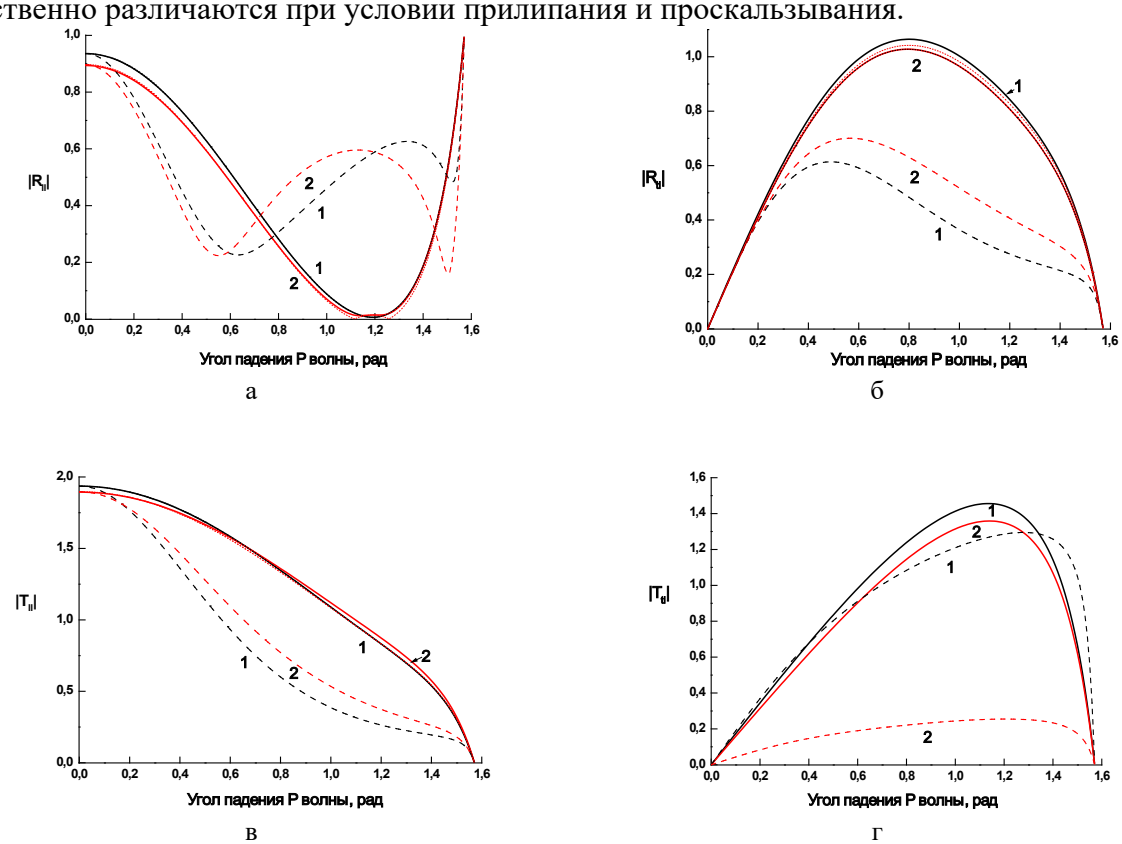


Рис. 1. Модули коэффициентов отражения (а, б) и преломления (в, г) на границе раздела стали с водой (1) и глицерином (2) при граничном условии прилипания (сплошные зависимости) и проскальзывания (пунктирные). Точками показаны зависимости в случае идеальных жидкостей

На основе полученных аналитических решений были построены также частотные зависимости модулей коэффициентов отражения/преломления при обоих граничных условиях, которые являются характерной особенностью волн, распространяющихся в вязкой жидкости [7]. Результаты работы могут быть востребованы в сейсмологии, геологических исследованиях, методах ультразвуковой обработки и испытания материалов, создании и прогнозировании эксплуатации заменителей костной ткани.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0003.

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. Sanya A., Shinde S.B., Kumar L. Startup flow with and without wall slip in a pipe plugged with weakly compressible complex fluids–A new insight // J. Rheol. – 2025. – Vol. 69. – P. 69–94. – DOI:10.1122/8.0000902.
3. Smolin A.Yu., Eremina G. The effects of fluid saturation on mechanical behavior of the coating–substrate system under contact loading //Russ. Phys. J. – 2021. – Vol. 63. – P. 1538–1544. – DOI: 10.1007/s11182-021-02203-x.
4. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture / C. Tan, K. Zhou, W. Ma, L. Min // Mater. Des. – 2018. – Vol. 155. – P. 77–85. – DOI:10.1016/j.matdes.2018.05.064.
5. Rao I.J., Rajagopa K.R. The effects of the slip boundary condition on the flow of the fluids in a channel // Acta Mech. –1999. – Vol. 135. – P. 113 – 126. – DOI:10.1007/BF01305747.
6. Chertova N.V., Grinyaev Yu.V. An analysis of deformed state during the wave passage through the elastic solid-ideal fluid interface / /Russ. Phys. J. – 2023. – Vol. 66. – P. 95–102. – DOI:10.1007/s11182-023-02909-0.
7. Mott G. Reflection and refraction coefficients at a fluid-solid interface // J. Acoust. Soc. Am. Acta Mech. –1971. – Vol. 50. – P. 819 – 829. – DOI:10.1121/1.1912706.

Моделирование термодинамических параметров критического радиуса в алюминиевых сплавах легированных Cu и Mn

Чинов В.Ю., Сеченов П.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Сплавы системы Al–Cu–Mn (АЛТЭК)(алюминиевый, термостойкий, экономный), представляют большой интерес за счёт высокой прочности, удовлетворительной электропроводности и стойкости к коррозии. Ключевую роль в формировании этих свойств играет дисперсное выделение интерметаллидной T-фазы состава $Al_{20}Cu_2Mn_3$ [1]. Однако до настоящего времени кинетика зарождения и роста этих частиц оставалась вне поля детального термодинамического моделирования, что сдерживает прогнозирование структурно-фазовых превращений. В тоже время процесс выделения данных частиц крайне важно рассчитывать например для оптимального выбора режимов сварки и родственных ей процессов.

В данной работе впервые выполнен термодинамический расчёт расчёт термодинамических характеристик сплавов Al–Cu–Mn, включая параметры образования фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$, с применением трёх независимых CALPHAD-баз данных, реализованных в среде MatCalc и сопоставленных с литературными источниками [2].

Для описания энергии Гиббса чистых компонентов использован классический полином Редлиха Кистера формула (1), а для ГЦК-твёрдого раствора (алюминиевой матрицы) – стандартное разложение на энергию чистых элементов, идеальную энергию смещения и избыточную энергию смещения (2). Энергия образования стехиометрической T-фазы определена через линейную температурную зависимость A + B·T, отнесённую к мольной доле соединения формула (3).

$$G_{EL}^{HSER}(T) = a + bT + cTln\ T + dT^2 + eT^3 + fT^{-1} \quad (1)$$

$$G^{FCC} = G^{ref} + G^{id} + G^{sx} \quad (2)$$

$$G^{Al20Cu2Mn3} = (20G_{Al}^{FCC} + 2G_{Cu}^{FCC} + 3G_{Mn}^{FCC} + A + B \cdot T)/25 \quad (3)$$

Где G^{ref} – энергия чистых веществ, Дж; G^{id} – энергия идеального смещения, Дж; G^{sx} – энергия избыточного смещения, Дж. G_{Al}^{FCC}, G_{Cu}^{FCC}и G_{Mn}^{FCC} – энергия Гиббса в алюминия, меди и марганца в ГЦК-фазе соответственно.

Химическая движущая сила в этом случае определяется методом общей касательной. Проводиться касательная к точке состава на границы частица/матрица, до пересечения с перпендикуляром от состава частицы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Найденная точка соответствует энергии частицы с учётом кривизны поверхности. Расстояние между энергией без учёта кривизны поверхности и энергией с учётом кривизны поверхности представляет собой энергетический барьер, который необходимо преодолеть для образования частицы радиусом R.. Положительное ΔG_m означает термодинамическую возможность выделения фазы. Подставляя полученное значение в формулу 4 можно получить критический радиус частицы.

$$r^* = \frac{2\gamma V^\beta}{\Delta G_m} \quad (4)$$

Таким образом подход CalpHAD, позволяет рассчитать энергетический барьер, который необходимо преодолеть для образования частицы, что позволяет получить критический размер зародыша новой частицы.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-43-20041, https://rscf.ru/project/25-43-20041/.

1. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al–1.5 wt.% Mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr / N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, K.A. Tsydenov // Metals. – 2019. – Vol. 9. – № 12. – P. 1246. – DOI:10.3390/met9121246.
2. Zhang C., Yang Y. The CALPHAD approach for HEAs: Challenges and opportunities // MRS Bulletin. – 2022. – Vol. 47. – № 2. – P. 158–167. – DOI:10.1557/s43577-022-00284-8.

Влияние морфологии порового пространства на механические свойства и теплопроводность пористых керамических материалов

[1,2]Шилько Е.В., [1]Григорьев А.С., [1]Волобуев А.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

Керамические материалы характеризуются более высокой температурой плавления и термической стабильностью в сравнении с металлами и сплавами. Это определило их широкое применение в качестве теплозащитных материалов, в частности, теплоизоляторов и огнеупоров. Разнообразие условий, в которых должны функционировать теплозащитные изделия в составе сложных механизмов и конструкций, включая двигатели, турбины, реакторы, металлургические агрегаты, определяет многообразие требований к физико-механическим свойствам керамик. При этом необходимость повышения мощности и эффективности таких систем, приводит к постоянному изменению требований к комплексу свойств керамических элементов.

Управление механическими и теплофизическими характеристиками керамических материалов может осуществляться различными способами, включая выбор и комбинирование компонентов (фаз) и управление дефектной структурой (в первую очередь, несплошностями). Первый способ определяет характерный масштаб и верхние пределы значений ключевых характеристик, таких как жесткость, прочность, трещиностойкость, теплоемкость и теплопроводность. Однако возможности его применения ограничиваются спектром соединений, которые способны эффективно функционировать в конкретном окружении и в конкретных условиях термического нагружения. Второй способ, базирующийся на дизайне дефектной структуры, является не менее эффективным и зачастую более универсальным (то есть применимым и к однофазным, и к композиционным керамикам).

В пористых керамических материалах чрезвычайно гибким и эффективным подходом структурного дизайна является организация поровой структуры. К настоящему моменту предложено большое количество параметров, характеризующих морфологию порового пространства, и накоплены данные об их влиянии на макроскопические механические и теплофизические свойства различных керамических материалов. В то же время до сих пор отсутствует однозначное понимание комбинированного эффекта этих параметров на макроскопические свойства керамик. Вследствие этого не предложен конкретный набор независимых параметров пор, который позволяет однозначно описать связь «поровая структура – свойства керамики». Целью настоящей работы являлось определение такого набора статистических параметров и построение общих функциональных зависимостей «структура – свойства» для упругих модулей, прочности и теплопроводности пористых керамических материалов. Подобные зависимости носят название master curve.

Исследование проводилось путем компьютерного моделирования методом однородно деформируемых дискретных элементов. Рассмотрение проведено на примере двумерных мезомасштабных образцов модельного пористого керамического материала, гранулометрический состав, упругие, прочностные и теплофизические свойства зерен которого, а также интервал характерных размеров пор, отвечают огнеупорной керамике SiO_2. С использованием специально разработанных алгоритмов получено более 100 групп модельных образцов с существенно различающимися значениями морфологических характеристик поровой структуры. С применением компьютерного моделирования одноосного нагружения и теплопереноса определены значения эффективных модулей Юнга и сдвига, прочности на сжатие и растяжение, коэффициента теплопроводности образцов.

Анализ результатов моделирования позволил выделить три категории статистических параметров пор, которые контролируют эффективные свойства керамик:

1) «интегральные» (макроскопические) параметры, представленные пористостью и удельной поверхностью пор;

2) параметры гетерогенности порового ансамбля, объединяющие форм-фактор пор и

наклон функции распределения пор по размерам;

3) характерные (средние) значения эффективного размера пор и толщины стенок твердофазного каркаса, разделяющих близлежащие поры.

Категории приведены в порядке значимости влияния на макроскопические механические свойства и теплопроводность пористых керамик. Первая категория определяет масштаб снижения эффективных свойств. Вторая категория, характеризующая разнообразие размеров и формы пор, корректирует эти свойства в пределах от ~30% (теплопроводность) до ~50-60% (механические характеристики) от величины снижения, определяемой пористостью. Масштаб влияния параметров третьей категории на упругие модули (и теплопроводность) и величину прочности образцов существенно различается. В частности, для управления теплопроводностью и упругими модулями керамики в тех же пределах, что обеспечиваются варьированием морфологических характеристик второй категории, изменение эффективного размера пор должно составлять 1.5–2 порядка величины. В то же время чувствительность прочностных характеристик керамики к величине параметров третьей категории на порядок выше.

Впервые получены единые, применимые к различным керамическим материалам, функциональные зависимости (master curves) макроскопических механических характеристик и теплопроводности от безразмерных комбинаций параметров трёх перечисленных категорий. Единые кривые имеют одинаковый вид экспоненциальной функции пористости с коэффициентом, являющимся логистической функцией комбинированного параметра гетерогенности порового ансамбля. Максимальные значения макроскопических характеристик пористого керамического материала достигаются в предельном случае ансамбля круглых пор одинакового размера, минимальные – в предельном случае ансамбля сильно вытянутых пор с равномерным распределением пор по размерам. Показано, что направленное изменение комплекса эффективных свойств при переходе от первого предельного типа поровой структуры ко второму связано с качественным изменением характера пространственного распределения локальных напряжений и потоков тепла в пористом материале. Такой переход определяет и изменение режима разрушения образцов при сжатии от упруго-хрупкого к квазихрупкому, а также изменение ориентации магистральной трещины.

Показана возможность альтернативной формулировки master curves в терминах удельной поверхности пор, нормированной на величину среднего размера пор.

Полученные функциональные зависимости могут быть использованы при решении задач структурного дизайна перспективных керамических материалов, прогнозировании комплекса их механических свойств, разработке цифровых двойников и обучении нейросетей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0003.

Некоторые результаты численной и аналитической гомогенизации преднагруженных пористых упруго-пластических сред

[1,2]Яковлев М.Я., [1]Быстров И.Д., [1]Никитин Л.С., [3]Подладчиков Ю.Ю.
[1]МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва
[2]ООО «Фидесис», Москва
[3]Университет Лозанны, Лозанна, Швейцария

Доклад посвящён оценке осреднённых механических свойств пористой упруго-пластической среды, подвергнутой предварительному нагружению, приводящему к возникновению и развитию пластических зон вокруг пор. С помощью численного моделирования и аналитически оцениваются эффективный модуль объёмного сжатия порового пространства K_φ и эффективный модуль сдвига G. Аналитическая оценка эффективных модулей основана на исследовании представительного объёма с одиночной порой и осреднении на нём решения статической упруго-пластической задачи [1]. Получены формулы для эффективных K_φ [2] и G [3], учитывающие пористость, предел текучести среды, а также шаровую и девиаторную части предварительной нагрузки.

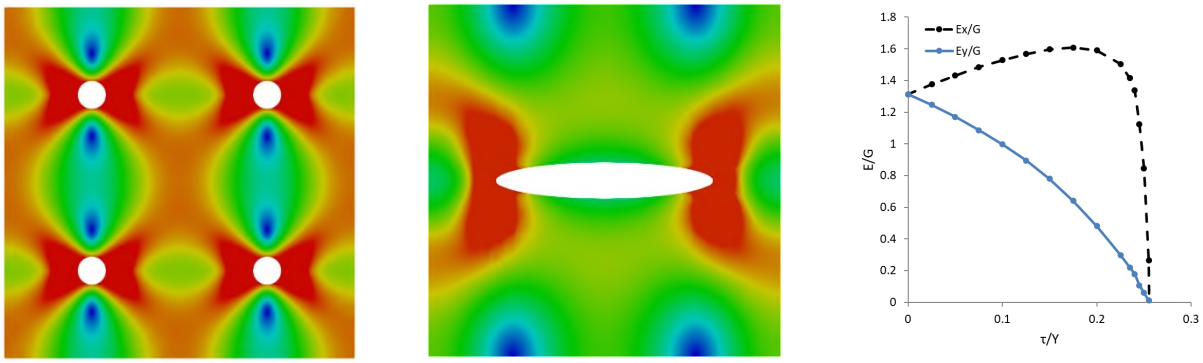
$$K_\varphi = \frac{G}{\varphi\left(1+\frac{\tau^2}{Y^2}\right)\exp\left(\frac{|p^e|}{Y}-1\right)}, G_{eff} = \frac{G}{1+\varphi\exp\left(\frac{|p^e|}{Y}-1\right)} \quad (1)$$

Здесь G – модуль сдвига материала модели, Y – предел текучести, p_e и τ – шаровая и девиаторная часть преднагрузки (эффективного тензора напряжений). Формулы (1) демонстрируют взаимосвязь между объёмным сжатием и сдвигом: объёмный модуль зависит от эффективного сдвигового напряжения, а модуль сдвига – от эффективного давления.

Для численного моделирования свойств преднагруженных пористых упруго-пластических сред разработаны два программных модуля [3]. В первом реализованы метод конечных разностей на регулярной сетке по пространству и метод установления с явной схемой по времени – с распараллеливанием при помощи технологии CUDA для расчётов на GPU. Во втором использовано вычислительное ядро промышленного программного комплекса «Фидесис» [4] на основе метода спектральных элементов [5] с расчётами на CPU. В обоих случаях для оценки эффективных характеристик на представительном объёме решается статическая краевая упруго-пластическая задача в двухшаговой постановке. На первом шаге к модели прикладываются граничные условия, задающие предварительное нагружение; на втором шаге добавляется небольшое приращение: шаровое (для оценки модуля объёмного сжатия) либо девиаторное (для оценки модуля сдвига). Оба программных модуля верифицированы путём сравнения с аналитической моделью. Численные результаты хорошо согласуются с формулами (1) в широком диапазоне параметров, включая значения пористости до 20% [3], что выходит за пределы строгой применимости аналитической оценки.

С ростом эффективного давления p_e пластические зоны вокруг пор увеличиваются и в какой-то момент сливаются. С помощью численного моделирования установлено, что в двумерном случае (для регулярного распределения цилиндрических пор) для разных значений пористости при одинаковых свойствах материала слияние происходит при разных величинах p_e – но при этом при практически одинаковом значении эффективной деформации (её шаровой части) [3]. Слияние пластических зон приводит к коллапсу пор: отдельные пластические регионы объединяются в связную область, а упругая зона в тот же момент теряет связность. Это приводит к резкому падению эффективного K_φ в 5–50 раз. Увеличение эффективного сдвигового напряжения τ при неизменном p_e также может приводить к слиянию пластических зон вокруг цилиндрических пор (рис. 1а), эффективный K_φ при этом резко снижается в 5–15 раз. В трёхмерном случае (для регулярного распределения сферических пор) в момент слияния пластических регионов в связную область упругая зона не теряет связность: это происходит в процессе увеличения нагрузки на представительный объём. Вследствие этого, снижение эффективного K_φ происходит не резким скачком, а более плавно [3].

Форма пор существенно влияет на механическое поведение материала: увеличение вытянутости пор (т.е. изменение сечения цилиндрической поры от кругового к эллиптическому) даже при шаровом преднагружении приводит к локализации пластических зон вблизи главных вершин эллипса (рис. 1б) и ускоряет потерю жёсткости материала. Формула (1) для эффективного K_φ в этом случае по-прежнему применима и показывает качественное совпадение с численными результатами – при условии добавления в неё корректирующего коэффициента, зависящего от соотношения осей эллипса [3].



а б в

Рис. 1. Слияние пластических зон вокруг пор при негидростатическом нагружении (а); локализация пластических зон вблизи главных вершин эллипса (б); различные эффективные модули Юнга по разным направлениям в случае негидростатического преднагружения (в)

При этом для поры кругового сечения появление девиаторной части преднагружения приводит к вытягиванию в эллипс пластической зоны – что вызывает наведённую анизотропию [3]. Изначально изотропный материал приобретает различные свойства по направлениям: отношение модулей Юнга в разных направлениях 2,5 (рис. 1в).

Аналитическое решение (1) выведено для величин предварительного нагружения, находящихся в определённых рамках [1]: $1 < p_e/Y < 5$, $0 < \tau/Y < 0.4$. С помощью численного моделирования исследована применимость формул (1) за этими рамками – при значениях τ/Y выше 0.5. Показано, что даже в этих случаях формула для эффективного K_φ даёт качественное совпадение с численным решением, а формула для G_{eff} – количественную сходимость [3].

Численные расчёты показывают существенное влияние краевых эффектов на эффективные модули. С целью избегания этого влияния при расчёте с использованием ядра CAE «Фидесис» [4] на границе представительного объёма задаются периодические граничные условия с использованием технологии жёсткого (связанного) контакта [6]. При расчёте же с помощью авторского программного модуля на CUDA моделировалась решётка из ячеек размером 3x3 или больше (как на рис. 1а показано для решётки 2x2), а при оценке эффективных свойств наружный слой ячеек исключался из рассмотрения.

Распараллеливание модуля на CUDA позволило провести высокопроизводительные вычисления на сетке из более чем 250 млн. узлов [3]. Расчёты проводились на графическом процессоре NVidia A100 и занимали до 29 Гб видеопамяти. Значимость разработанного численного алгоритма и программных модулей заключается в возможности оценки эффективных свойств упруго-пластических сред с более сложной микроструктурой пор.

1. Галин Л. А. Плоская упруго-пластическая задача // ПММ. – 1946 – Т. 10, № 3. – С. 367–386.
2. 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.
3. Benchmarking effective moduli in porous elastoplastic materials / Yakovlev M.Ya., Yarushina V.M., Bystrov I.D., Nikitin L.S., Podladchikov Yu.Yu. // Int. J. Mech. Sci. – 2025. – Vol. 306. – Article ID: 110854.
4. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: https://cae-fidesys.com/
5. Analysis of the capabilities of the spectral element method in solving physically and geometrically nonlinear problems of mechanics using the CAE Fidesys package / Kozlov V.V., Komolova E.D., Kartsev M.A., Filatova A.V. // Contin. Mech. Thermodyn. – 2023. – Vol. 35. – P. 1263–1273. – DOI: 10.1007/s00161-022-01121-8
6. Numerical simulation in CAE Fidesys of bonded contact problems on non-conformal meshes / Kukushkin A.V., Konovalov D.A., Vershinin A.V., Levin V.A. // J. Phys.: Conf. Ser. – 2019. – Vol. 1158. – Article ID: 032022.

Hierachical design in digital dentistry

[1]Panin S.V., [2]Arutyunov S.D.

[1]V.E. Panin Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk

[2]Russian University of Medicine, Moscow

Design of polymer composites is a multi-criteria problem, which is to be solved by involving knowledge in the fields of chemistry, mechanics, tribology, and computing technologies. The development of commercially available High Performance Polymers opens up new opportunities for the design of reinforced composites.

The molecular structure of polymers determines actuality of solving the chemical aspects of both production and processing. This requires the use of appropriate methods for analyzing the structure, modeling the processes of formation and conformation of polymer chains, taking into account their rheological properties and the specifics of interaction with fillers of various structures, shapes and properties.

An algorithm for designing complete RCDs, including the stage of FEM analysis of its service life, has been proposed. In this case, the FEM analysis was conducted with commercial software packages (a “black box” with a minimum possibility of varying the model parameters) and became not just a way to simulate the deformation behavior of the dentures’ structures, but also became a part of the treatment of edentulous patients [1-9]. This enabled us to flexibly solve the issue of prolonging the service life of RCDs by varying the arrangement of the artificial teeth (simulating options for occlusion of the dentition) on the base. According to the numerical simulation results, the load transmitted from the complete dentures to the supporting tissues could be reduced.

The description of technological processes for the production of composites based on thermoplastic matrices, implemented at temperatures above the melting point of the polymer under conditions of multiple differences in the properties of the components. Additive manufacturing technologies also imply the development of fast-flowing unsteady forming processes under conditions of cyclically varying temperature changes, which can often lead to thermal degradation (oxidation) of the polymer. The need to choose a rational set of operating parameters, which often exert the opposite effect on the structure and operational properties, determines the relevance of using multifactorial analysis methods.

Finally, an important part of the manufacturing and operation of polymer composites is the use of methods of non-destructive testing. The key problem in this case is to determine the type and size of the defects (flaws) that is characteristic critical from the point of view of operation, which significantly depends on the shape, configuration and dimensions of the product, operating conditions, etc.

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, et al. // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 7246. – DOI;10.3390/ma15207246.

2. Dental Materials Selection for Additive Manufacturing of Removable Complete Dentures (RCD) / D.I. Grachev, E.A. Chizhmakov, D.Y. Stepanov, et al. // Int. J. Mol. Sci. – 2023. – Vol. 24. – P. 6432. – DOI;10.3390/ijms24076432.

3. Ranking Technologies of Additive Manufacturing of Removable Complete Dentures by the Results of Their Mechanical Testing // Dent. J. – 2023. – Vol. 11. – P. 265. – DOI:10.3390/dj11110265.

4. Computer simulation of stress-strain states in zygomatic bones after complex installation of implants / T. Dibirov, A. Drobyshev, E. Kharazyan, et al. // Frattura ed Integrità Strutturale. – 2024. – Vol. 67. – P. 259-279. – DOI: 10.3221/IGF-ESIS.67.19.

5. Application of polyethylene terephthalate as a denture base material for manufacturing temporary removable complete dentures / E.A. Chizhmakov, A. S. Arutyunov, S. A. Muslov, et al. // Mechanics of Composite Materials. – 2024. – Vol. 60, No. 2. – P. 227-242.

6. Biomechanical analysis of displacements of the mandible teeth upon periodontitis treatment with immobilizing splints. Part 1. Polymeric component / A.S. Arutyunov, A.E. Verdiev, K.G. Savvidi, et al. // Mechanics of Composite Materials. – 2025. – Vol. 61, No. 2. – DOI 10.1007/s11029-025-10277-8.

7. Application of perforated PEEK framework for improving strength of a bases of removable complete denture for maxilla / K. Akhmedov, D. Arutyunov, M. Lomakin, et al. // Frattura Ed Integrità Strutturale. – 2025. – Vol. 72. – P. 280-294. – DOI: 10.3221/IGF-ESIS.72.20.

8. Computer Simulation of the Mechanical Behavior of the ‘Zygomatic Bones–Implants–Splinting Bar–Removable Overdenture’ Dental Structure Under Operational Loads / M. Magomedov, A. Kozulin, S. Arutyunov, et al. // Dent. J. – 2025. – Vol. 13. – P. 393. – DOI:10.3390/dj13090393.
9. Influence of Support Conditions and Interlayer Adhesion on Fatigue Failure Load of Complete Denture Prosthesis (CDP) Reinforced with PEEK Framework / S.D. Arutyunov, S.A. Bochkareva, K.G. Akhmedov et al. // Dentistry journal. – 2026 (under review).

Секция 4. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов, передовые технологии их получения

Разработка фотоактивных мембран для очистки воды и воздуха на основе наночастиц TiO_2

[1]Айрих С.А., [2]Ложкомоев А.С.

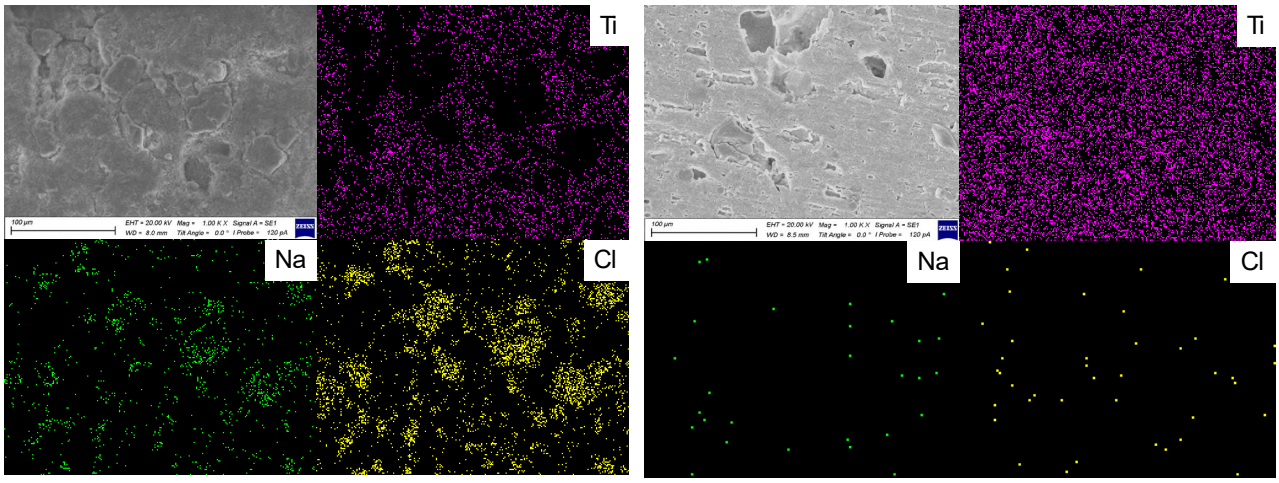
[1]Томский политехнический университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Диоксид титана (TiO_2) является экономически доступным, нетоксичным и безопасным материалом. Его широко используют при разработке высокопроизводительных фотокаталитических ячеек, элементов солнечных батарей, солнцезащитных средств, сенсорных и фотохромных устройств, покрытий биомедицинских имплантов, а также для решения многих других высокотехнологичных задач [1-3].

При разработке фотокаталитических ячеек важное значение имеет геометрия пористого пространства, которая позволяет при пропускании воды или воздуха обеспечить более высокую вероятность взаимодействия примесей со стенками фотокатализатора [4]. Такая геометрия может быть обеспечена при формировании изделий методом послойного наплавления (3D печать).

В настоящей работе разработана термопластичная композиция на основе наночастиц TiO_2 со средним размером около 100 нм, порообразующих частиц NaCl размером 40-60 мкм и полимерного связующего из смеси полиолов и полиамида, позволяющая формировать детали сложной формы методом экструзионной 3D печати. Термопластичная композиция содержит 50 об. % полимера, 25 об. % частиц NaCl и 25 об. % наночастиц TiO_2 (рис. 1 а) Исследована кинетика удаления части полимерного связующего и частиц порообразователя. Показано, что растворение части полимерного связующего и частиц порообразователя приводит к формированию внутренней пористой структуры и обнажению частиц TiO_2 (рис. 1 б).



а б

Рис. 1. СЭМ изображение и элементный анализ в режиме картирования поверхности термопластичной композиции после печати (а) и после удаления растворимой части полимерного связующего и частиц порообразователя (б)

Была проведена оценка разложения красителя Метиленовый синий (МС) в водном растворе в присутствии композиционного материала и УФ облучения (рис. 2). Показано, что в присутствии материала и под действием УФ эффективность разложения за 1 час обработки составила 75%.

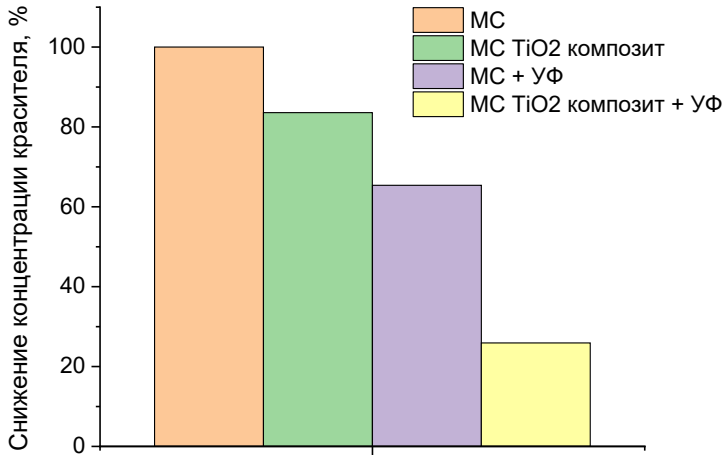


Рис. 2. Эффективность разложения метиленового синего в водном растворе в присутствии композиционного материала и УФ облучения

Полученные результаты свидетельствуют о возможности применения разработанного материала в качестве фотоактивных мембран для очистки воды от органических красителей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0004.

1. Lazić V., Nikšić V., Nedeljković J.M. Application of TiO2 in photocatalytic bacterial inactivation // Int. J. Mol. Sci. – 2025. – Vol. 26. No. 21 – P. 10593.
2. Synthesis and applications of TiO2-based nanostructures as photocatalytic materials / N. Li, W. Zhang, D. Wang, G. Li, Y. Zhao // Chemistry–An Asian Journal. – 2022. – Vol. 17. No. 23. – P. e202200822.
3. Hamrayev H., Korpayev S., Shameli K. Advances in synthesis techniques and environmental applications of TiO2 nanoparticles for wastewater treatment: a review // Journal of Research in Nanoscience and Nanotechnology. – 2024. – Vol. 12. No. 1. – P. 1-24.
4. Численное исследование влияния геометрии элементов сепаратора для очистки пыли пищевых производств на его эффективность / В.Э. Зинуров, А.А. Абдуллина, В.В. Харьков, И.Н. Мадышев // Вестн. Мурм. Гос. Техн. Ун-та. – 2024. – Т. 27. № 3. – С. 437-446.

Влияние температуры мишени при воздействии низкоэнергетического сильноточного электронного пучка на микроструктуру и микротвёрдость интерметаллида Ni_3Al

Акимов К.О., Иванов К.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Интерметаллическое соединение Ni_3Al представляет значительный практический интерес благодаря привлекательным механическим свойствам при высоких температурах, аномальной температурной зависимости предела текучести в интервале 600–900 °С, а также высокой стойкости к окислению и износу. Для повышения характеристик, определяемых структурно-фазовым состоянием приповерхностного слоя, широко применяют модификацию поверхности с использованием высокоэнергетических воздействий, например, воздействием низкоэнргетического сильноточного электронного пучка (НСЭП). Однако сверхвысокие скорости охлаждения (~10^9 °С/с) поверхностного слоя, реализующиеся при воздействии НСЭП, приводят к возникновению значительных макронапряжений, вызывающих растрескивание поверхности хрупких интерметаллидов. В связи с этим актуальной задачей является разработка способов снижения уровня остаточных напряжений и плотности поверхностных трещин. Одним из наиболее перспективных подходов является предварительный нагрев мишени перед воздействием НСЭП. В связи с этим целью данной работы является исследование влияния температуры воздействия НСЭП на микроструктуру, уровень остаточных напряжений, плотность поверхностных трещин и микротвердость интерметаллида Ni_3Al.

Образцы Ni_3Al размером 15×15×1 мм вырезали из заготовки, полученной методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Воздействие НСЭП проводили на установке «РИТМ-ИЗ» при ускоряющем напряжении 30 кВ, плотности энергии пучка 8 Дж/см², числе импульсов 10 и длительности импульса 3,0 мкс. Температура образцов перед воздействием составляла 25, 250 и 600 °С. Для исследования фазового состава и остаточных напряжений использовали методы рентгеноструктурного анализа (РСА), просвечивающей и растровой электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ) в сочетании с анализом картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD). Микротвердость измеряли по методу Виккерса при нагрузке 25 г. Численное моделирование тепловых полей проводили путем решения одномерного уравнения теплопроводности методом конечных разностей с неявной схемой.

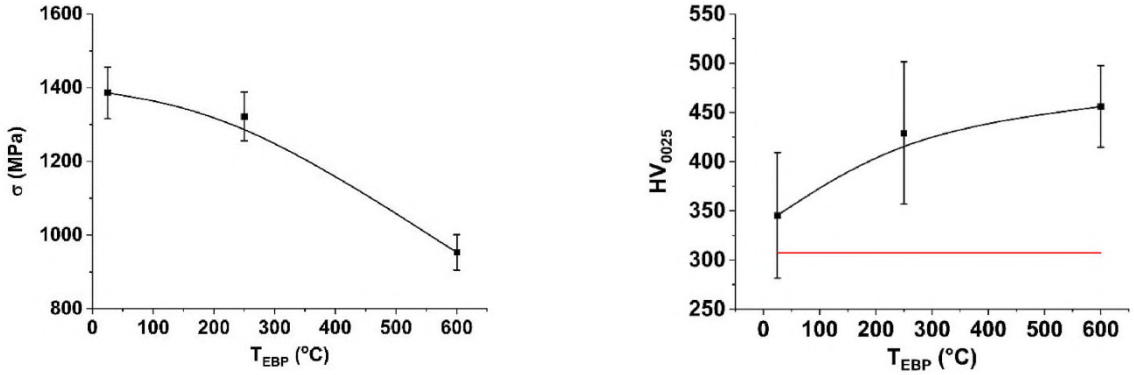
РСА показал наличие остаточных растягивающих напряжений в приповерхностных слоях всех облученных образцов. Максимальные остаточные напряжения зафиксированы после обработки при комнатной температуре (1390 МПа). Увеличение температуры образца до 250 °С незначительно изменило уровень напряжений (1320 МПа), однако при нагреве до 600 °С напряжения снизились в 1,5 раза, до 900 МПа. Результаты численного моделирования и экспериментов по определению параметров модифицированного слоя приведены в таблице 1.

Таблица 1. Расчетные и экспериментально измеренные характеристики модифицированного слоя Ni_3Al при различных температурах предварительного нагрева

Температура (°С)	Время достижения макс. темп. (мкс)	Скорость охлаждения (10^9 °С/с)	Глубина плавления (модель) (мкм)	Толщина переплавленного слоя (эксп.) (мкм)
25	2,1	4,3	6,2	6,0 ± 0,2
250	2,0	3,2	6,5	5,9 ± 0,3
600	1,8	3,0	7,4	7,5 ± 0,1

Исследования поверхности методом РЭМ выявили, что при 25 и 250 °С на поверхности формируются поля трещин с плотностью 0,016 и 0,017 мкм$^{-1}$ соответственно, при этом их

максимальная ширина уменьшается с 3,5 до 2,0 мкм. При нагреве до 600 °C плотность трещин снижается в 2 раза по сравнению с комнатной температурой (до 0,008 мкм$^{-1}$), а их максимальная ширина составляет 1,0 мкм. Отмечено соответствие между зависимостями остаточных напряжений и плотности трещин от температуры облучения, что указывает на определяющую роль снижения макронапряжений при нагреве до 600 °C. Зависимости остаточных напряжений и микротвердости переплавленного слоя Ni_3Al от температуры обработки приведены на рисунке 1.



а б

Рис. 1. Зависимости остаточных напряжений (а) и микротвердости (б) переплавленного слоя Ni_3Al от температуры предварительного нагрева

Исследования структуры с помощью ПЭМ показали, что толщина переплавленного слоя при 25 и 250 °C составляет около 6,0 мкм. При 600 °C толщина переплавленного слоя возрастает на 25 %, до 7,5 мкм. Это связано с тем, что предварительный нагрев снижает количество тепла, необходимое для достижения температуры плавления. Численное моделирование показало хорошее согласие с экспериментом: расчетная глубина плавления составила 6,2; 6,5 и 7,4 мкм для 25, 250 и 600 °C соответственно. Ограничение роста толщины слоя связано с интенсивным испарением (абляцией) материала с поверхности при достижении температуры кипения (~3000 °C). EBSD-анализ показал, что при 600 °C переплавленный слой разделяется на два субслоя. В приповерхностном субслое происходит измельчение зерна (средний размер снижается с 4,2 до 1,6 мкм) и рост доли двойниковых границ с 5,6 % до 15,8 %, что свидетельствует о протекании начальных стадий рекристаллизации. Микротвердость переплавленного слоя возрастает с увеличением температуры и при 600 °C превышает исходное значение в 1,3 раза. Основными факторами упрочнения являются измельчение зерна и образование дисперсных частиц оксида алюминия на поверхности.

Таким образом, предварительный нагрев мишени Ni_3Al до 600 °C непосредственно перед обработкой НСЭП позволяет снизить уровень остаточных напряжений в 1,5 раза, уменьшить плотность поверхностных трещин в 2 раза и их ширину в 3,5 раза, увеличить толщину переплавленного слоя на 25 % и повысить микротвердость в 1,3 раза. Полученные результаты открывают возможность эффективной импульсно-пучковой обработки хрупких интерметаллидов без образования критических дефектов поверхности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0009.

Износостойкость кальций-фосфатных биопокрытий на титане, нанесенных методом микродугового оксидирования с ультразвуком различной мощности

Акимова Е.Б., Комарова Е.Г., Глухов И.А., Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Шаркеев Ю.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титан (Ti) является одним из наиболее используемых материалов в ортопедии благодаря его высокой биосовместимости, относительно невысокому модулю Юнга, низкому удельному весу и высокой коррозионной стойкости. Однако низкая износостойкость и высокий коэффициент трения (μ) ограничивают срок службы титанового имплантата. В связи с этим является актуальным модифицирование поверхности Ti, например, посредством нанесения кальций-фосфатного (КФ) покрытия для увеличения износостойкости и, как следствие, срока службы имплантата. Микродуговое оксидирование (МДО) является высокотехнологичным электрохимическим методом формирования биоактивных КФ покрытий на титане и его сплавах. Варьирование параметров МДО, например, напряжения, времени обработки, коэффициента заполнения импульсов тока или введение дополнительного физического воздействия, например, лазерного излучения или ультразвука (УЗ), позволяет управлять структурно-морфологическими, физико-химическими и механическими свойствами формируемых покрытий. Целью работы было изучение влияния мощности УЗ при МДО на трибологические свойства формируемых КФ покрытий на титане.

В работе КФ покрытия наносили на пластины из чистого титана марки ВТ1-0 размером 15×15×1 мм^3 методом МДО в базовом электролите-суспензии при электрофизических параметрах, описанных в работе [1]. Варьировали величину мощности УЗ при МДО, тем самым обеспечивая различную амплитуду синусоидальных УЗ волн в электролите, Вт: 0 (МДО), 50 (УМДО50), 100 (УМДО100), 200 (УМДО200). Испытания на сухое трение проводили в геометрии «шар-диск» при скорости вращения контртела (шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм) 30 об/мин, радиус дорожки трения – 4 мм, нагрузка – 2 Н. Структуру, морфологию и топографию КФ покрытий в процессе трибологического испытания in situ исследовали на конфокальном лазерном сканирующем микроскопе (КЛСМ) Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе (РЭМ) Carl Zeiss LEO EVO 50.

Исследования методами КЛСМ и РЭМ показали, что покрытия МДО имели иерархическую развитую макроструктуру, основной внутренний слой покрытий был представлен отдельными и взаимосвязанными микропорами (средний размер пор – 2,2 мкм), поровыми каналами и трещинами, а поверхностный слой содержал структурные элементы сфероидальной формы (сферы/полусферы) с внутренними порами и порами, находящимися в углублениях между сферами. Данные покрытия имели толщину 51,3 мкм, внутреннюю пористость 25% и поверхностную пористость 22%.

Приложение УЗ при МДО различной мощности способствовало формированию более сложной внутренней макроструктуры и поверхностной неоднородности (гетерогенности) в покрытиях. Основной внутренний слой УМДО покрытий содержал наряду с микропорами дополнительные локальные крупные поры (средний размер макропор – 12,5 мкм), расположенные вблизи границы раздела «подложка/покрытие». Поверхностный слой УМДО покрытий был представлен как областями, содержащими структурные элементы, так и областями деструкции, содержащими осколки/фрагменты разрушенных сфер/полусфер. Увеличение мощности УЗ при МДО от 50 до 100 Вт привело к: увеличению внутренней пористости покрытий от 27 до 30%, увеличению объемной доли областей деструкции на поверхности покрытий от 6 до 25%, уменьшению поверхностной пористости покрытий от 18 до 13%, однако толщина покрытий была постоянной 55,4 мкм. Дальнейшее повышение мощности УЗ при МДО до 200 Вт сопровождалось небольшим уменьшением толщины покрытий до 53,8 мкм, уменьшением внутренней пористости до 24 %, увеличением поверхностной пористости до 15%, и уменьшением объемной доли областей деструкции до 12%. При этом для всех групп покрытий не было обнаружено статистически значимых различий в шероховатости поверхности R_a, которая составила 3,2−3,5 мкм.

Трибологические исследования показали, что для чистого Ti (без покрытия) зависимость коэффициента трения (μ) на всем пути износа (длина пути 25 м) не меняла свой характер, содержала высокоамплитудные флуктуации в широком интервале 0,1–1,0, при этом среднее значение μ было постоянным 0,5. Для всех групп покрытий зависимости коэффициента трения μ от длины пути износа меняли свой характер три раза. На первом этапе амплитуда флуктуаций функции μ монотонно возрастала, увеличились максимальное значение μ от 0,1 до 0,9 и среднее значение μ до 0,5. На данном этапе происходила приработка поверхности, соответствующее истиранию поверхностного слоя покрытия, содержащего структурные элементы (сферы/полусферы с внутренними порами). Длина пути первого этапа варьировалась от 2,5 до 4,8 м в зависимости от типа покрытий. Второй этап (наиболее продолжительный) характеризовался флуктуациями функции μ в узком интервале 0,5−0,8, при этом среднее значение μ было постоянным 0,5. В соответствии с длиной пути второго этапа, покрытия были упорядочены следующим образом: МДО (длина пути 17,6 м) < УМДО200 (длина пути 25,1 м) < УМДО50 (длина пути 37,7 м) < УМДО100 (длина пути 66,6 м). На завершающем третьем этапе наблюдались такие же высокоамплитудные флуктуации функции μ в широком интервале 0,2–1,0, как на функции μ чистого титана. Таким образом, третья стадия соответствовала истиранию «обнаженной» подложки.

Методом КЛСМ изучены морфология и топография дорожек трения покрытий с длиной пути 7,5 м. В процессе трения покрытий происходило формирование уплотненного (гладкого) трибослоя за счет измельчения, вдавливания в структурные поры и размазывания в направлении трения абразивных фрагментов/частиц изнашиваемого покрытия. Для покрытий, сформированных при мощности УЗ 0, 50, 100 и 200 Вт, ширина дорожек трения составила 1090, 545, 530 и 580 мкм, соответственно, а глубина профиля дорожки трения составила 16, 12, 8 и 14 мкм, соответственно. Эти результаты согласовались с данными изменения μ в процессе трения покрытий и свидетельствовали о том, что контрольное покрытие МДО имело наибольшую площадь контакта с контртелом и было наиболее сильно подвержено истиранию среди всех исследуемых групп. В то время как покрытие УМДО100, наоборот, имело наименьшую площадь контакта с контртелом и, соответственно, истиралось медленнее остальных покрытий. Была рассчитана скорость истирания покрытий по формуле, описанной в работе [2], и в соответствии с ее значениями покрытия были упорядочены следующим образом: МДО (13,4 мкм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$) > УМДО200 (7,9 мкм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$) > УМДО50 (6,2 мкм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$) > УМДО100 (2,8 мкм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$). Наибольшая стойкость к износу покрытий УМДО100 связана с наибольшей толщиной покрытий, а также их наименьшей поверхностной пористостью, приводящей к преимущественному размазыванию частиц износа по поверхности трения, которые действуют как твердая смазка и уменьшают трение между покрытием и контртелом.

Таким образом, установлено, что введение УЗ при МДО мощностью 50−200 Вт приводит к улучшению трибологических свойств (коэффициент трения, износ) покрытий, по сравнению с покрытиями, нанесенными без УЗ. При мощности УЗ 100 Вт формируются наиболее износостойкие покрытия УМДО со скоростью истирания 2,8 мкм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0004.

1. Effect of ultrasonic power applied to micro-arc oxidation on the morphology, chemistry, wettability and electrical properties of calcium phosphate coatings on titanium / E.G. Komarova, E.B. Akimova, E.A. Kazantseva, A.L. Zharin, Yu.P. Sharkeev // J. Alloys Compounds. – 2025. – Vol. 1039. – P. 183056. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.183056.
2. Effect of amorphous calcium phosphate coatings on tribological properties of titanium grade 4 in protein-free artificial saliva / P. Osak, J. Maszybrocka, J. Kubisztal, B. Łosiewicz // Biotribology. – 2022. – Vol. 32. – P. 100219. – DOI: 10.1016/j.biotri.2022.100219.

Влияние типа легирующего элемента на трещиностойкость триалюминида титана с кубической решеткой

[1, 2]Александрова Н.С.

[1]*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

[2]*Центр коллективного пользования «Сибирский Кольцевой Источник Фотонов», Кольцово*

Низкая трещиностойкость (K_{1c} ~ 2 МПа·м$^{1/2}$ [1]) триалюминида титана при комнатной температуре является основным препятствием для его применения в авиационной отрасли промышленности. Легирование переходными металлами, в частности, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu позволяет стабилизировать его кубическую модификацию (структура $L1_2$) и повысить пластичность. Однако экспериментальные значения трещиностойкости сильно зависят от типа легирующего элемента. Так, добавки Cr и Mn позволяют достигать K_{1c} ~ 4-5 МПа·м$^{1/2}$ [2, 3], в то время как добавки Ni и Cu обеспечивают K_{1c} ~ 3-4 МПа·м$^{1/2}$ [4, 5]. Согласно литературным данным [6, 7], лучшие пластические свойства связывают с ослаблением ковалентной составляющей и усилением металлического характера связи при переходе к кубической структуре. Однако до сих пор причины изменения трещиностойкости в зависимости от типа легирующего элемента остаются до конца не установленными. В этой связи в настоящей работе выполнено систематическое исследование влияния типа легирующего элемента на трещиностойкость сплавов $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$, где Me = Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, совмещённое с первопринципным моделированием электронной структуры для выявления факторов, определяющих пластичность данных соединений.

Сплавы $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$ получали методом дугового переплава в защитной атмосфере аргона. Структура материалов (Рис. 1) представлена кубической $L1_2$ матрицей, содержащей включения вторичных фаз различного типа в зависимости от исследуемой тройной системы Ti-Al-Me. Тем не менее, несмотря на вклад этих фаз в измеряемые значения, результаты испытаний на трещиностойкость обнаружили чёткую тенденцию к её снижению при замене легирующего элемента от Cr к Cu.

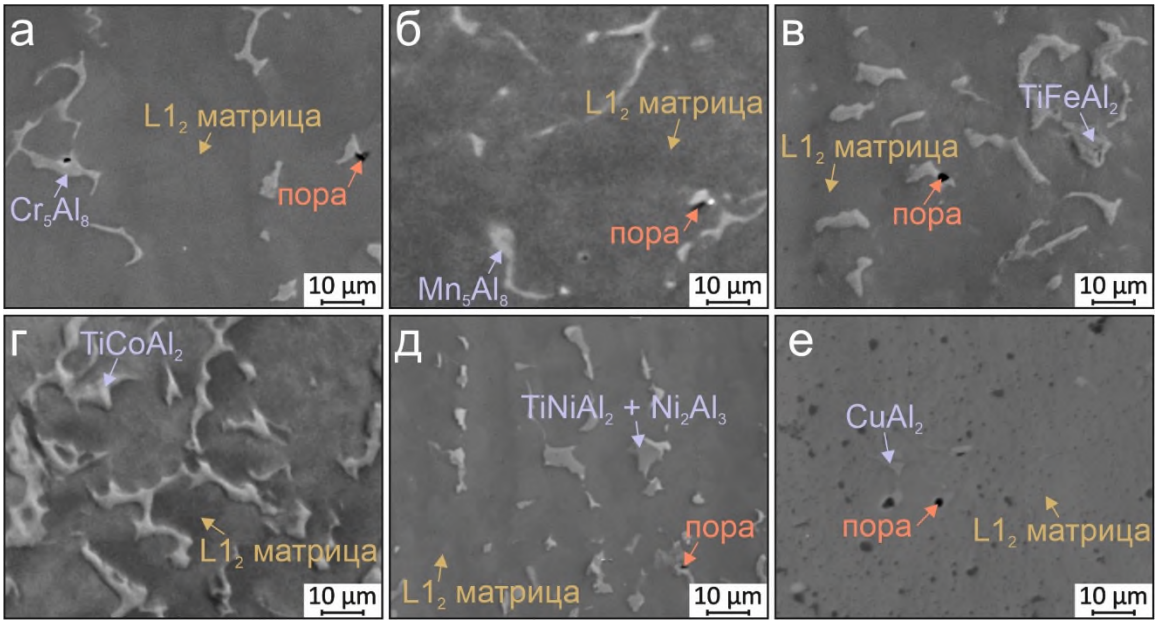


Рис. 1. Структура триалюминида титана с кубической структурой, стабилизированной Cr (а), Mn (б), Fe (в), Co (г), Ni (д) и Cu (е)

Для объяснения наблюдаемых закономерностей было выполнено моделирование электронной структуры в рамках теории функционала плотности. Рассчитанные функции локализации электронов (ELF) показали, что тип легирующего элемента влияет на характер межатомных взаимодействий. В частности, для кубической структуры, стабилизированной Cr и Mn, наблюдается большая локализация электронной плотности в области связей Me-Al по сравнению с другими добавками, что коррелирует с более высокой трещиностойкостью.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

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

1. Fracture toughness of intermetallic compacts consolidated from nanocrystalline powders / R.A. Varin, L. Zbroniec, T. Czujko, Y.-K. Song // Mater. Sci. Eng., A. – 2001. – Vol. 300. – P. 1–11. – DOI:10.1016/S0921-5093(00)01809-8.
2. Microstructure and mechanical properties of $(Al, Cr)_3Ti$ based alloy with different Al additions / S. Wang, P. Guo, L. Yang, F. Zhao, Y. Wang // Mater. Des. – 2009. – Vol. 30. – P. 704–709. – DOI:10.1016/j.matdes.2008.05.011.
3. Varin R.A., Zbroniec L., Chiu C. Observations of crack tip process zones in cubic titanium trialuminide intermetallics // Intermetallics. – 2001. – Vol. 9. – P. 937–941. – DOI:10.1016/S0966-9795(01)00093-0.
4. Turner C.D., Powers W.O., Wert J.A. Microstructure, deformation and fracture characteristics of an $Al_{67}Ni_8Ti_{25}$ intermetallic alloy // Acta Metall. – 1989. – Vol. 37. – P. 2635–2643. – DOI:10.1016/0001-6160(89)90296-4.
5. Copper-modified $TiAl_3$: $L1_2$ phase stabilization and its characterization as bulk material and protective coating for Ti alloys / D.V. Lazurenko, G.D. Dovzhenko, V.S. Shikalov, et al. // Vacuum. – 2026. – Vol. 253. – Art. 115553 (17 p.). – DOI:10.1016/j.vacuum.2026.115553.
6. Jahnatek M., Krajčí M., Hafner J. Interatomic bonding, elastic properties, and ideal strength of transition metal aluminides: A case study for Al_3(V, Ti) // Phys. Rev. B. – 2005. – Vol. 71. – Art. 024101 (16 p.). – DOI:10.1103/PhysRevB.71.024101.
7. Elastic Properties and Electronic Structures of $L1_2$-$Tial_3$ and $L1_2$-$Ti(Al, Pt)_3$: A Density Functional Theory Investigation / B. Huang,Y. Duan, S. Yong, M. Peng // Mater. Sci. Forum. – 2015. – Vol. 817. – P. 816–825. – DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.817.816.

Исследование взаимосвязи конструкции препрега и механических свойств слоистых углепластиков при ультразвуковом консолидировании

[1]Алексенко В.О., [1,2]Панин С.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Томский политехнический университет, Томск

Современный этап развития высокотехнологических отраслей промышленности характеризуется масштабным переходом от термореактивных полимерных матриц к суперконструкционным термопластам (ПЭЭК, ПЭИ, ПФС). Благодаря комплексу уникальных характеристик, включающему высокую термическую стабильность, химическую стойкость, повышенную трещиностойкость и потенциал к многократной вторичной переработке, эти материалы в полной мере отвечают современным требованиям концепции устойчивого развития промышленности [1]. Классические методы переработки таких композитов (автоклавное формование, прямое прессование) требуют огромных энергозатрат, дорогостоящей оснастки и длительных циклов нагрева и охлаждения. Это делает производство мелкосерийных деталей экономически неэффективным [2].

В настоящее время активно обсуждается возможность использования ультразвуковой консолидации для изготовления слоистых композиционных материалов. Слоистые композиты можно изготавливать, в том числе путем послойной выкладки препрегов с их последующей ультразвуковой консолидацией. В основе подхода к ультразвуковой (УЗ) консолидации препрегов лежат принципы и оборудование для ультразвуковой сварки (УЗС) [3].

Несмотря на обширный задел в области теории и практики ультразвуковой сварки, перенос этих принципов на послойную консолидацию выявляет проблему нестабильности физико-механических свойств получаемых композитов. Ключевой причиной является несоответствие параметров стандартных препрегов реологическому поведению связующего в условиях мгновенного ультразвукового нагрева. Целью настоящей работы является исследование влияния конструктивных параметров препрегов на основе суперконструкционных термопластов на структуру и физико-механические свойства слоистых композитов, полученных методом послойного ультразвукового консолидирования.

Для УЗ-консолидации препрегов использовали станок ультразвуковой сварки УЗПС-7 (ООО «СпецмашСоник», г. Воронеж). Препреги в виде фрагментов прямоугольной формы помещали в фиксирующую струбцину, минимизировавшую возможность их взаимного перемещения (рис. 1). Размер инструмента (сонотрода) квадратного сечения, обеспечивающего подвод УЗ-колебаний к соединяемым слоям препрега, составлял 20×20 мм^2. Амплитуда УЗ-осцилляций была постоянной 10 мкм. Частота УЗ-колебаний составляла 20 кГц. Исследовали прочность при межслоевом сдвиге образцов в форме короткой балки в соответствии со стандартом ASTM D2344. На рис. 2 представлены оптические микрофотографии поперечных сечений ламинатов после ультразвуковой консолидации.

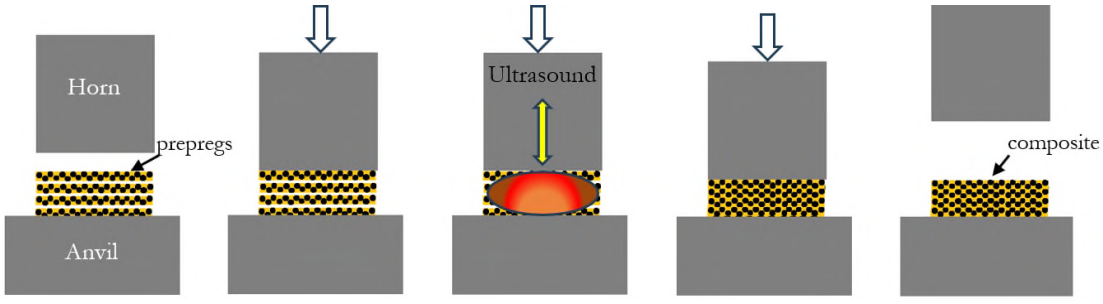
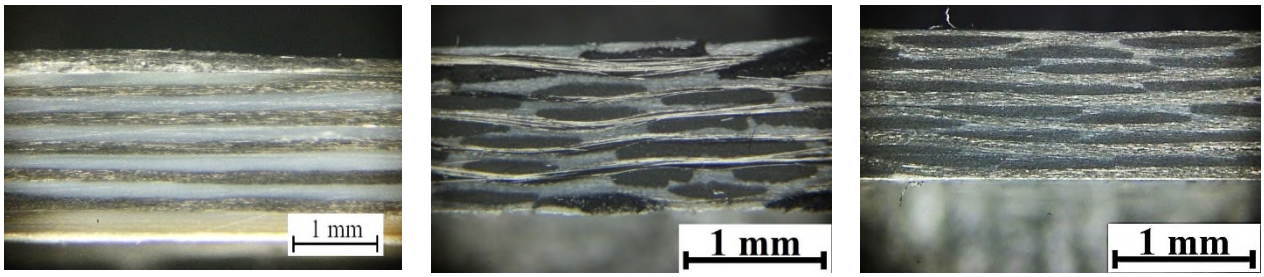


Рис. 1. Схематическое изображения процесса консолидации препрегов



а б в

Рис. 2. Оптические микрофотографии поперечных сечений ламинатов после ультразвуковой консолидации: препрег ПЭЭК / пленка ПЭЭК (а); тканый препрег ПЭЭК (б); тканый препрег ПЭИ (в)

Установлено, что при изготовлении методом послойной ультразвуковой консолидации композиты с содержанием углеволокна в препреге свыше 55 вес. % обладают на 40 % меньшим пределом прочности по сравнению с аналогичными композитами, полученными методом термоформования. Снижение свойств обусловлено недостаточным количеством связующего в препреге, необходимом для формирования прочного соединения.

Показано, что наибольшими свойствами прочности при межслойном сдвиге обладают композит с 70 вес.% углеволокна. С целью получения свойств прочности на уровне термоформовонного композита в работе был использован дополнительный слой связующего толщиной 50, 100 и 150 мкм. Путем оптимизации параметров UDM методом Тагучи L9 удалось повысить свойства прочности на 30 % относительно композитов, полученных при неоптимизированных параметрах. Для дальнейшей оптимизации свойств была разработана ANN.

Показано, что согласно прогнозируемым оптимальным параметрам разработанной ANN, формирование технологического слоя толщиной 50 мкм с содержанием 70 вес. % углеволокна позволило увеличить прочность при межслойном сдвиге композитов до 50 % относительно композитов, полученных при неоптимизированном режиме консолидации. Такое улучшение обусловлено минимизацией количества дефектов в межслоевом пространстве свариваемых поверхностей.

Зависимости механических и структурных характеристик ламинатов от параметров УЗ-консолидации являются существенно нелинейными. Для их анализа и использования при поиске оптимальных параметров изготовления применены нейронные сети прямого распространения с минимальной архитектурой. В условиях ultra-small выборки показано, что привлечение априорных знаний позволяет построить эффективную модель и сделать точный прогноз.

Работа выполнена в рамках государственного заданиям ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

1. Композиты на основе суперконструкционных полимеров / С.В. Панин, В.О. Алексенко, Д.Г. Буслович и др. – Томск : Изд.-во ТГУ, 2025. – 300 с.
2. Unnikrishnan T.G., Kavan P. A review study in ultrasonic-welding of similar and dissimilar thermoplastic polymers and its composites // Mater. Today: Proc. – 2022. – Vol. 56. – P. 3294–3300. – DOI: 10.1016/j.matpr.2021.09.540.
3. Rizzolo R.H., Walczyk D.F. Ultrasonic consolidation of thermoplastic composite prepreg for automated fiber placement // J. Thermoplast. Compos. Mater. – 2015. – Vol. 29. – P. 1–18. – DOI: 10.1177/0892705714565705.

Влияние окисления на структуру и свойства соединений титановых α-сплавов, полученных методом сварки трением с перемешиванием

[1]Амиров А.И., [1, 2]Сидоров Е.А., [1]Лобова Т.А., [1]Чумаевский А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Сварка трением с перемешиванием (СТП) применяется для получения неразъёмных соединений с начала 1990-х годов [1]. Данный вид сварки успешно используется для соединения алюминиевых сплавов в транспортной, аэрокосмической, энергетической и судостроительной отраслях промышленности [2, 3]. Титановые сплавы также широко востребованы в указанных областях благодаря сочетанию высоких прочностных характеристик, коррозионной стойкости и сравнительно низкой плотности [4]. Несмотря на хорошую свариваемость титановых сплавов [5], применение традиционных методов сварки плавлением сопровождается рядом нежелательных явлений, включая образование пористости, формирование крупнозернистой литой структуры и возникновение остаточных напряжений [6]. В связи с этим сварные конструкции из титановых сплавов часто требуют последующей термической обработки, которая может быть трудоёмкой и экономически затратной, особенно при работе с крупногабаритными изделиями. В качестве перспективной альтернативы рассматривается СТП, позволяющая получать соединения титановых α- и (α+β)-сплавов без необходимости дополнительной термической обработки. Кроме того, близким по принципу воздействия процессом является фрикционная перемешивающая обработка, которая позволяет повысить прочностные характеристики материала. Основные физические механизмы и технологические параметры данного процесса во многом аналогичны процессам, реализуемым при СТП.

Одно из основных преимуществ СТП алюминиевых сплавов перед традиционными технологиями сварки, заключается в том, что швы не окисляются в процессе сварки, из-за чего отсутствует необходимость аргонового обдува в сварочном процессе [1]. Однако, при СТП титановых сплавов, технологический процесс происходит при больших температурах из-за чего свариваемый титан быстро окисляется. Это происходит из-за того, что при высоких температурах титан имеет очень высокую степень взаимодействия с кислородом [4]. В данной работе будет рассмотрено влияние данного окисления на металлографическую структуру и механические свойства СТП-соединений титанового α-сплава ВТ1-0.

В процессе получения соединения использовался листовой прокат данного сплава толщиной 2,5 мм. Эти листы были сварены инструментом из сплава ВЖМ7, с диаметром плеч 14 мм. При сварки трением с перемешиванием использовались следующие параметры: осевое усилие инструмента при внедрении составляло 7 кН, а при сварке 7,5 кН, скорость вращения инструмента была 950 об/мин, и скорость подачи инструмента была 120 мм/мин. С помощью данных параметров были получено 2 соединения, одно из которых обдувалась аргоном и как следствие не окислялось, второе получено без аргонового обдува. После сварки полученные соединения подвергались томографическому анализу. Затем были вырезаны образцы в плоско поперечном сечении, для металлографических исследований. Затем данная поверхность использовалось для рентгенофазового анализа. Кроме того, из соединений были вырезаны образцы в виде лопаток для механических испытаний.

Стоит заметить, что после сварочного процесса соединение, полученного при аргоновом обдуве не отличалось по цвету от основного металла, а соединение, полученное без аргонового обдува, обладало цветами побежалости, что свидетельствует о его поверхностном окислении. Однако, томографических снимках заметной разницы не наблюдалось. Кроме того, на плоско-поперечных образцах значительных различий обнаружено не было. Оба образца обладали характерной макроструктурой соединения, состоящей из зоны перемешивания (ЗП), зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) и зоны основного металла. Зона термического влияния, характерная для СТП-соединений алюминиевых сплавов у титановых СТП-соединений отсутствует в виду низкой тепловодности титана [7]. В обоих случаях площади ЗП и ЗТМВ

различались не значительно, а различие были лишь в том, что на окисленном соединения имелась тонкая чёрная линия, которая на наступающей стороне сливалась областью интерметаллидных компонентов, образованных в результате износа инструмента [8]. Подобные результаты наблюдаются и на результатах рентгенофазового анализа. В соединении с поверхностным окислением были обнаружены оксиды титана TiO_2. Однако, на расстоянии ≈ 0,2 мм от лицевой стороны данные оксиды рентгенофазовый анализом уже не выявляется, хоть и обнаруживают фазы остатка разрушенного инструмента, как и в соединении с неокисленной поверхностью.

Значительной разницы в прочности соединений не выявили и механические испытания швов на растяжение. Прочность соединений сплава ВТ1-0 с окисленной поверхностью составило 413 МПа, что является 110% от прочности основного металла, марочная прочность которого составляет 375 МПа. Увеличение прочности сварных соединений, полученных методом СТП, является характерной для титановых α-сплавов. Это происходит из-за того, что в процессе СТП возникает интенсивная пластическая деформация свариваемого материала, благодаря которой зерна в ЗП уменьшается, а межзёренная граница увеличивается, в результате чего увеличивается прочность материала. Этот закономерность называется эффектом Холла-Петча и хорошо описана в литературе [9]. Прочность неокисленного соединения титанового сплава ВТ1-0 была 415 МПа, что составляет 111% от марочной прочности основного металла. Полученная разница в прочностных характеристиках не выходит за рамки погрешности испытательной машины.

В рамках проведённых исследований не было выявлено значительной разницы между металлографической структурой и механическими свойствами окисленного и не окисленного неразъёмного соединения титанового сплава ВТ1-0. Незначительное разница была обнаружена лишь при рентгенофазовом анализе, где рядом с лицевой поверхностью соединения обнаружился оксид титана TiO_2. Стоит обратить внимание, что данный вывод справедлив лишь для титановых α-сплавов, так как β-фаза титана может охрупчиваться при появлении оксидов [4, 5].

Работа выполнена в рамках государственного задания № FWRW-2026-0001.

1. Dawes C. J., Thomas W. M Friction stir welding prcess 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.
7. Formation of structure and properties of high-strength titanium alloy by friction stir welding / V.E. Rubtsov et al. // Russian Physics Journal. – 2025. – Vol. 68. – №. 9. – P. 1325-1332.
8. Friction stir welding/processing of various metals with working tools of different materials and its peculiarities for titanium alloys: A review / A. Chumaevskii et al. // Metals. – 2023. – Vol. 13. – №. 5. – P. 970.
9. Cordero Z.C., Knight B.E., Schuh C.A. Six decades of the Hall–Petch effect–a survey of grain-size strengthening studies on pure metals // International Materials Reviews. – 2016. – Vol. 61. – №. 8. – P. 495-512.

Структуры и свойства соединений высокопрочных алюминиевых сплавов, полученных методом подводной СТП

Амиров А.И., Сидоров Е.А., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе алюминия с добавками цинка, меди магния или меди и лития обладают высокой удельной прочностью и устойчивостью к коррозии, что определяет их широкое распространение в различных отраслях индустрии [1]. Данные сплавы являются одними из наиболее прочных алюминиевых сплавов благодаря сочетанию нескольких видов упрочняющих фаз. Так, например, в системе Al-Zn-Cu-Mg дисперсионное упрочнения происходит за счёт когерентных выделений фаз типа $MgZn_2$ и Al_2CuMg, а в системе Al-Cu-Li за счёт фазы Al_3Li.

Однако, при традиционных видах сварки плавлением на этих сплавах возникают трудности, связанные с равнопрочностью соединения и возникновением горячих трещин вследствии сильного перегрева зон термического влияния, и, поэтому они считаются сложно - свариваемыми [2]. Данную проблему можно устранить при помощи технологии сварки трением с перемешиванием (СТП), так как при данном виде сварки отсутствует процесс плавления, а соединение механического перемешивания свариваемых материалов в зоне сварки [3]. Поскольку при СТП используется интенсивная пластическая деформация свариваемых материалов, то вследствие динамической рекристаллизации в зоне перемешивания шва формируется мелкозернистая структура, благодаря чему увеличивается прочность шва [4]. Несмотря на это, высокое содержание цинка и магния в сплавах системы Al-Zn-Cu-Mg может приводить к образованию зон с пониженной прочностью из-за перестаривания и коагуляции упрочняющих фаз из-за высокого термического воздействия на свариваемый материал при СТП [5]. По этим же причинах при СТП сплавах системы Al-Cu-Li повышается склонность свариваемого материала к образованию пор и охрупчиванию неразъёмного соединения [6].

Поэтому в процессе СТП высокопрочных алюминиевых сплавов целесообразно использовать различные способы охлаждения. Как воздушное, так и жидкостное охлаждение могут оказывать положительное влияние на структуру и свойства СТП соединений. СТП с жидкостным охлаждением так же называют подводной СТП, так как непосредственно процесс сварки идёт под водой. При охлаждении жидкостью происходит формирование мелкозернистой структуры и сохраняется довольно высокая степень пересыщения твердого раствора легирующими элементами, что способствует повышению прочности и твердости соединения при их искусственном или естественном старении [7]. При охлаждении воздухом свариваемый материал охлаждается медленнее, из-за чего может возникать дополнительный рост рекристаллизованных зёрен и более интенсивное выделение упрочняющих частиц [8]. В данном исследовании будут рассмотрены влияния различных сред охлаждения на механические свойства и металлографическую структуру термо-упрочняемых высокопрочных алюминиевых сплавов.

Для получения соединений системы Al-Zn-Cu-Mg были использован листовой прокат сплава 1963, а для соединений системы Al-Cu-Li листовой прокат сплава В1461. Сварка производилась на лабораторной установке СТП, в которую была установлена специальная ванна жидкостного охлаждения с устройством фиксирования заготовок исследуемого материала, после чего в ванну из охладителя подавалась жидкость – вода. Затем сварочный инструмент под водой внедрялся в стык листовых заготовок и происходил технологический процесс сварки трением с перемешиванием. Из образованных соединений вырезались образцы в плоско-поперечном сечении соединения для последующего металлографического анализа и образцы в виде лопаток для механических испытаний.

Макроскопический анализ соединений показал характерную структуру шва, получаемую при СТП алюминиевых сплавов, состоящую из зоны перемешивания (ЗП), Зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) и зоны термического влияния (ЗТВ), как при воздушном

охлаждении, так и при жидкостном охлаждении. Разница наблюдается в размерах данных зон. Например, в соединениях, полученных с помощью жидкостного охлаждения площадь ЗП значительно больше в плоско-поперечном сечении, чем площадь ЗП в соединениях, полученных при воздушном охлаждении. При этом, ЗТМВ уменьшилась в соединениях, полученных с помощью жидкостного охлаждения в сравнении с аналогичными соединениями полученных при воздушном охлаждении. Это можно объяснить тем фактом, что при подводной СТП тепло отводится от свариваемого материала быстрее, чем при воздушном СТП, из-за чего уменьшается термическое влияние на материал, не попадающий под непосредственное воздействие сварного инструмента, что в свою очередь предотвращает процесс деградации упрочняющих фаз и останавливает процесс перестаривания. В микроструктурном анализе стоит отметить, что разница в размерах рекристаллизованных зёрен ЗП не существенная.

Результаты механических испытаний лопаток на растяжение показали влияние различных видов охлаждения на прочность соединения. Предел прочности соединений сплава 1963 полученных при помощи подводной СТП составляет 480 МПа, что есть 81% от прочности основного металла, в то время как аналогичные соединения полученные методом, обладали прочностью порядка 440 МПа или 74% от прочности исходного материала. Для соединений сплава В1461 жидкостное охлаждение оказалось менее эффективным, по сравнению со воздушным, чем в случае со сплавом 1963. Здесь прочности соединений, полученных при жидкостном и воздушном видах охлаждении, были 350 МПа (63% прочности от основного металла) и 330 МПа (59% от прочности исходного материала), соответственно.

В случае сплава 1963 снижение термического воздействия на материал, полученное благодаря жидкостному охлаждению, способствует удержанию легирующих элементов в твердом растворе, что увеличивает прочностные характеристики при последующем старении. Однако в соединениях сплава В1461 жидкостное охлаждение полностью фиксирует структуру твердого раствора, не позволяя начаться даже частичному выделению основных упрочняющих фаз, таких как Al_2CuLi или Al_3Li [9]. Более продолжительное термическое воздействие на свариваемый материал при воздушном охлаждении способствует частичному процессу дисперсионного твердения непосредственно во время остывания, что и обеспечивает несколько более высокие механические показатели в сравнении с жидкостным охлаждением.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 25-19-00712 (https://rscf.ru/project/25-19-20172) и гранта в форме субсидии, выделяемого Департаментом по научно-технологическому развитию и инновационной деятельности Томской области (Соглашение №02/3/2026).

1. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering: R: Reports. – 2005. – Vol. 50. – № 1–2. – P. 1–78.
2. Tensile properties and fracture locations of friction-stir-welded joints of 2017-T351 aluminum alloy / H. Liu, H. Fujii, M. Maeda, K. Nogi // Journal of Materials Processing Technology. – 2003. – Vol. 142. – № 3. – P. 692–696.
3. On the friction stir welding of aluminum and magnesium alloys / A. Dimopoulos, A. Vairis, N. Vidakis, M. Petousis // Metals. – 2020. – Vol. 11. – № 1. – P. 57.
4. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded AZ31B magnesium alloy / A. Goloborodko, T. Ito, X. Yun, Y. Motohashi, G. Itoh // Materials Transactions. – 2004. – Vol. 45. – № 8. – P. 2503–2508.
5. Mechanical properties and microstructure evaluation of friction stir welded magnesium alloy / H.-S. Lee, J.-H. Yoon, J.-T. Yoo, K. No // Procedia Engineering. – 2016. – Vol. 149. – P. 62–66.
6. Mironov S.Y. Temperature distribution within the friction stir welding tool // Physical Mesomechanics. – 2023. – Vol. 26. – №. 1. – P. 33-38.
7. Friction stir weld of 2060 Al–Li alloy: microstructure and mechanical properties / Cai B., Z.Q. Zheng, D.Q. He, S.C. Li, H.P. Li // Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 649. – P. 19–27.
8. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of aluminum alloys / G. Peng, Q. Yan, J. Hu, P. Chen, Z. Chen, T. Zhang // Metals. – 2019. – Vol. 9. – № 3. – P. 304.
9. Woo K.D., Kim S.W. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys // Journal of Materials Science. – 2002. – Vol. 37. – P. 411–416.

Температурная зависимость механических свойств и эффект памяти формы в многокомпонентных сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ (x = 0, 0,1, 0,2, 0,5)

Астапов Д.О., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе определена температурная зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и величины эффекта памяти формы в многокомпонентных сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ (x = 0, 0,1, 0,2, 0,5), проявляющих термоупругие ГЦК-ГПУ мартенситные превращения. Литые заготовки сплавов были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона. Вырезанные из заготовок образцы были подвергнуты обработке: отжигу при 1200°С (2 ч), горячей прокатке при 500°С (80 %) и повторному отжигу при 1200°С (1 ч) с охлаждением в воду комнатной температуры. Методами дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) были изучены микроструктура и фазовый состав сплавов. При измерении электросопротивления ρ в интервале 77 – 575 К определены температуры мартенситных превращений (МП). Механические испытания в интервале температур 77 – 473 К и исследование ЭПФ в условиях изотермической деформации при Т = 77 К и температуре, соответствующей температуре начала мартенситного перехода M_s, проводили на испытательной машине Instron 1185 с начальной скоростью деформации 5×10^{-4} $с^{-1}$.

С помощью методов ДОРЭ и РСА установлено, что исследуемые сплавы при температуре Т = 297 К находятся в аустенитом состоянии и имеют разориентированную крупнозернистую структуру (Таблица 1). Анализ зависимостей ρ(Т) позволил определить характерные температуры МП. Легирование сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ бором сопровождается уменьшением температуры начала мартенситного превращения M_s (Таблица 1). Термический гистерезис проявления МП $\Delta T = A_f - M_s$ после легирования меняется нелинейно. Для сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ $\Delta T = 200$ К, после легирования бором с концентрацией C_B = 0,1 ат. % уменьшается до 120 К, а с увеличением C_B возрастает таким образом, что в сплаве с максимальным содержанием бора становится близким к сплаву без атомов внедрения ($\Delta T = 205$ К).

Таблица 1. Средний размер зерна <d>, температура начала МП M_s и величина ЭПФ при Т = 77 К и M_s в сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ (x = 0, 0,1, 0,2, 0,5)

Сплав	<d>, мкм	M_s, К	$ЭПФ_{77К}$, %	$ЭПФ_{Ms}$, %
$Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$	128±65	253	2,7	3,0
$(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,9}B_{0,1}$	155±14	193	4,0	3,9
$(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,8}B_{0,2}$	268±39	228	3,2	3,5
$(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,5}B_{0,5}$	207±14	248	2,4	2,6

Температурная зависимость $\sigma_{0,2}(T)$ в сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ имеет вид, типичный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. Минимальные напряжения на этих зависимостях наблюдаются при температуре M_s, определенной по зависимостям ρ(Т). В интервале $T < M_s$ происходит рост напряжений течения с уменьшением температуры. Этот участок связан с термически-активируемым движением межфазных и двойниковых границ под действием нагрузки. При $T > M_s$ происходит практически линейное увеличение условного предела текучести до $T = M_d$. Данный участок зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ связан с развитием мартенситных превращений под действием напряжений. При $T > M_d$ наблюдается область, связанная с пластической деформацией аустенитной ГЦК-фазы. На этой стадии значения $\sigma_{0,2}$ с увеличением температуры уменьшаются, как при деформации скольжением ГЦК-кристаллов.

Легирование сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ бором приводит к увеличению деформирующих напряжений в процессе пластического течения за счет реализации твердорастворного упрочнения и уменьшению температурного интервала формирования мартенсита под нагрузкой $\Delta T^{СЭ} = M_d - M_s$. Интервал $\Delta T^{СЭ}$ в сплаве $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ равен

соответственно 100 К, в сплаве $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,5}B_{0,5}$ – 50 К. Несмотря на это, интервал проявления ЭПФ в сплавах, легированных бором, такой же, как и в сплаве без атомов внедрения. Максимальное значение обратимой деформации (ЭПФ) выявлено у сплава $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,9}B_{0,1}$. С увеличением C_B ЭПФ уменьшается до значений, близких к величине обратимой деформации в сплаве без атомов внедрения (Таблица 1).

Таким образом, методом одноосного статического растяжения определена температурная зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и величина эффекта памяти формы многокомпонентных сплавов $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ (x = 0, 0,1, 0,2, 0,5). Установлено, что легирование бором сопровождается твердорастворным упрочнением и способствует сужению температурного интервала формирования мартенсита под нагрузкой. В сплавах, легированных бором с концентрацией C_B = 0,1 и 0,2 ат. %, величина ЭПФ при температуре жидкого азота и температуре M_s больше, чем в сплаве без атомов внедрения. Значение обратимой деформации сплава $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{99,5}B_{0,5}$ близко к значениям ЭПФ для сплава $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00197 https://rscf.ru/project/25-19-00197/. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.т.н. Мельникову Е.В. и Лучину А.В. за их помощь в термомеханической обработке материала и микроструктурных исследованиях.

Природа расщепления мартенситного пика, зафиксированного при дилатометрическом анализе ферритно-мартенситной стали ЧС-139

[1]Базалеева К.О., [1]Понкратова Ю.Ю., [2]Голубничий А.А.

[1]Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, Москва

[2]Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. ак. А.А. Бочвара, Москва

Структура и свойства ферритно-мартенситной стали системы легирования Fe-12%Cr-Ni-Mo-W-Nb-V-B (ЧС-139), разработанной как конструкционный материал активной зоны ядерных реакторов на быстрых нейтронах, как правило, формируется при закалке на воздухе с температуры 1040 ÷ 1100 °С с последующим отпуском при 650 ÷ 780 °С. В процессе закалочного охлаждения единственным фазовым переходом, протекающим в стали данного состава, является превращение γ–аустенита в α′–мартенсит [1]. Однако, в процессе дилатометрического анализа при охлаждении из высокотемпературной γ–области (1200 °С) со скоростью 15 °С/мин. в интервале температур 200 ÷ 300 °С на температурной зависимости физического коэффициента температурного расширения α, который определяется как *dL/(LdT)*, где *L* и *T* – длина образца и температура соответственно, была зафиксирована аномалия мартенситного превращения – вместо одного пика, соответствующего γ→α′–превращению, наблюдалось два перекрывающихся пика ε1 и ε2 (эффект расщепления мартенситного пика) (рис.1а) [2]. Подобный эффект при термическом анализе стали ЧС-139 был зафиксирован ранее авторами работ [3, 4]. Задачей данного исследования было выявление природы эффекта расщепления мартенситного пика.

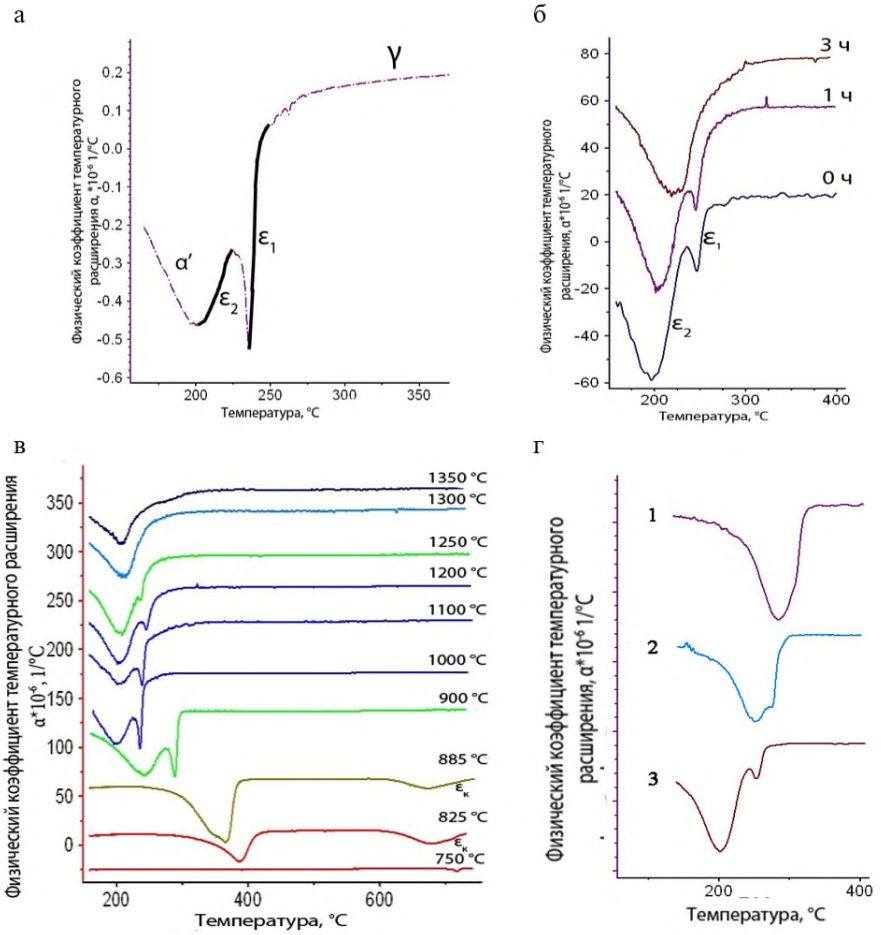


Рис. 1. Эффект расщепления мартенситного пика на дилатометрической кривой охлаждения (а); влияние выдержки при 1200 °С (б); температуры нагрева (в) и состава сплава (1 – Fe-10.9%Cr-1.3%W-0.3%V-0.1%Ta (ЭК-181); 2 – Fe-11.0%Cr-0.7%Ni-0.6%W-0.4%Mo-0.4%V-0.2%Ta (ЭП-823); 3 – Fe-11.6%Cr-0.8%Ni-1.3%W-0.2%Mo-0.3%V-0.1%Ta (ЧС-139)) на эффект расщепление мартенситного пика

Был проведен дилатометрический анализ с использованием различных режимов нагрева: температура нагрева варьировалась в интервале 750 ÷ 1350 °С, использовались режимы без выдержки в высокотемпературной γ–области и с выдержкой 1 и 3 ч. После циклов нагрев-охлаждение в дилатометре образцы подвергались структурному анализу с использованием оптической и растровой электронной микроскопий, а также рентгендифракционного метода.

На рисунке 1б показано влияние выдержки при температуре 1200 °С на эффект расщепления мартенситного пика при последующем охлаждении. Из рисунка видно, что выдержка 1 ч приводит к уменьшению пика ε_1 и смещению пика ε_2 в сторону более высоких температур. После выдержки 3 ч эффект расщепления пика исчезает, а пик ε_2 еще больше сдвигается в сторону высоких температур.

Повышение температуры нагрева образца с 1000 до 1350 °С приводит к уменьшению интенсивности пика ε_1 при неизменном температурном интервале пика ε_2 (рис.1в). Снижение температуры нагреве ниже 1000 °С сначала приводит только к смещению интервала мартенситного превращения в сторону более высоких температур (900 °С), а затем к появлению дополнительного пика в районе 700 °С. Появление дополнительного эффекта при 700 °С сопровождается структурными изменениями стали после охлаждения: на дифрактограмме, кроме отражений от α(α′)–фазы и остаточного аустенита, появляются дифракционные пики от карбида $Me_{23}C_6$. При электронномикроскопическом анализе после охлаждения с температур ниже 900 °С в структуре наблюдаются светлые карбидные частицы.

При исследовании эффекта расщепления мартенситного пика в ферритно-мартенситных сталях разного состава выяснилось, что данный эффект зависит от степени легирования стали (рис.1г): чем выше концентрация легирующих элементов, тем этот эффект сильнее выражен. Так, в стали ЧС-139 можно наблюдать эффект расщепления мартенситного пика, а в стали ЭК-181 нет.

Таким образов, установлено, что эффект расщепления мартенситного пика на дилатометрической кривой убывает при выдержке стали в высокотемпературной области, при повышении температуры нагрева и при уменьшении концентрации легирующих элементов. Эти результаты позволили утверждать, что данный эффект связан с неоднородностью состава аустенита, вероятно, после прохождение при нагреве через двухфазную (α+γ)–область. В результате в структуре формируются γ–твердые растворы обогащенный и обедненный легирующими элементами, в которых мартенситное превращение идет при разных температурах, что и приводит к эффекту расщепления пика. Гомогенизация аустенитного твердого раствора уменьшает данный эффект. Появление дополнительного пика при 700 °С при низких температурах нагрева, предположительно, связан с протеканием при этих температурах диффузионных процессов, а именно, выделения карбидных фаз из твердых растворов.

Работа выполнена при поддержке системы грантов на научные проекты РУДН, проект № 202529-2-000.

1. Структурно-фазовые превращения и физические свойства ферритно-мартенситных 12%-ных хромистых сталей ЭК-181 и ЧС-139 / В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова, М.М. Потапенко, Н.А. Полехина, И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюменцев, Е.Г. Астафурова, Л.П. Хромова // Журнал технической физики. – 2016. – Т.86. – вып.1. – С.99-104.
2. The Features of Martensitic Transformation in 12% Chromium Ferritic–Martensitic Steels / K. Bazaleeva, A. Golubnichiy, A. Chernov, A. Ni, R. Mendagaliyev // Materials. – 2021. – Vol. 14. – 4503. – DOI:10.3390/ma14164503.
3. Исследование фазовых превращений стали ЧС-139 дилатометрическим методом / Ю.М. Козловский, С.В. Станкус, Р.А. Хайрулин, О.С. Яцук // Вестник НГУ. Серия: Физика. – 2013. – Т.8. – вып.3. – С.159-162.
4. Thermal expansion of ChS-139 steel in temperature range from 20 to 720 °C / S.V. Stankus, Yu.M. Kozlovskii, O.S. Yatsuk, O.I. Verba // Thermophysics and Aeromechanics. – 2013. – Vol. 20. – P. 355−358.

Многокомпонентные наночастицы биоактивных металлов как перспективные антимикробные агенты

Бакина О.В., Яфаева А.Э., Иванова Л.Ю., Лернер М.И.
Институт физики прочности и материаловедения имени В.К. Панина, Томск

Патогенные микроорганизмы сегодня представляют угрозу для здоровья людей во всем мире. Появление штаммов, устойчивых к антимикробным препаратам, еще больше усугубляет ситуацию, так как ограничивает применение антибиотиков, которые в настоящее время являются основным методом лечения бактериальных инфекций. На сегодняшний день разработка новых методов лечения не успевает за ростом устойчивости к противомикробным препаратам и недостаточна для борьбы с распространением бактериальных инфекций. В связи с этим, одной из основных областей применения наночастиц (НЧ) в медицине является исследование и разработка новых материалов с биоцидными свойствами, эффективных в отношении микроорганизмов с множественной лекарственной устойчивостью. НЧ способны проявлять одновременно несколько механизмов антимикробного действия, что затрудняет адаптацию к ним бактерий. Эти механизмы зависят от химического состава поверхности, формы, размера, методов синтеза НЧ и вида ингибируемых микроорганизмов. Современные биоцидные НЧ должны обладать высокой эффективностью в отношении наиболее распространенных микроорганизмов (в том числе антибиотикоустойчивых) и одновременно низкой токсичностью в применяемых концентрациях. Наночастицы (НЧ) биоактивных металлов (меди, цинка, железа) и их соединений представляют собой наименее токсичные и экологически безопасные биоциды. Обобщение данных, проведенное авторами [1], показало, что такие НЧ на основе меди и цинка обладают слабо выраженной антимикробной активностью по сравнению с антибиотиками. Исследования последнего времени показывают, что новыми перспективными биоцидами могут стать многокомпонентные наночастицы (мНЧ), формирующиеся при объединении двух и более металлических и/или оксидных фаз на уровне одной НЧ.

Несмотря на востребованность мНЧ, синтез таких частиц представляет трудности, поскольку необходимо объединение двух и более фаз на уровне одной частицы, с образованием плотной межфазной границы, на которой в ходе синтеза не адсорбируются примеси и не возникают дефекты, способные выступать в роли ловушек носителей заряда и препятствующие контролируемой коррозии. В работах [2–4] показано, что для получения бНЧ перспективен физический метод синтеза – электрический взрыв проволок (ЭВП), основанный на самосборке кластеров целевых фаз в сильно неравновесных условиях в газовой атмосфере. Метод позволяет управлять размером и содержанием компонентов в НЧ и исключить загрязнение границ раздела фаз посторонними примесями. Применение физических быстропротекающих методов синтеза исключает стадийное формирование частиц и применение химических реактивов и растворителей.

В настоящей работе мНЧ на основе Cu, Fe, Zn были получены при ЭВП двух проволок в атмосфере аргона. Соотношение элементов в нанопорошках регулировали геометрическими параметрами проволок. Установлено, что все мНЧ имели гетерофазную структуру. Для янус-наночастиц Cu/Fe была характерна линейная корреляция между размером областей когерентного рассеяния рентгеновского излучения и содержанием металлов во взрываемых проволочках. Размер наночастиц Cu/Fe практически не зависел от их размера состава и составлял 65-70 нм. Наночастицы Cu/Zn и Zn/Fe имели сложную структуру и образовывали ряд устойчивых интерметаллических соединений, а при избытке одного из компонентов – фазы индивидуальных металлов и оксидов. Регулирование фазового состава и микроструктуры мНЧ позволило получить частицы с положительным зарядом поверхности, которые способны эффективно взаимодействовать с отрицательно заряженными бактериями и другими биологическими объектами.

При исследовании действия мНЧ установлен синергетический антимикробный эффект. В зависимости от штамма бактерий антибактериальный эффект мНЧ наночастиц был до

десяти раз выше, чем у отдельных наночастиц металлов. МНЧ продемонстрировали значения минимальных подавляющих концентраций в диапазоне 16–125 мкг/мл, что значительно ниже, чем НЧ Fe, Cu, Zn и их оксидов. При воздействии НЧ Cu/Fe наибольшей эффективностью обладали НЧ, выделяющие наибольшее количество ионов меди, причем данный эффект был наиболее выражен для грамположительных бактерий. В случае НЧ Cu/Zn одновременно реализовывалось два механизма — генерация активных форм кислорода (АФК) благодаря наличию на поверхности ZnO и выделение ионов Cu^{2+} и Zn^{2+}. При воздействие НЧ Fe/Zn основную роль играла генерация АФК.

Наше исследование открывает пути для разработки и изготовления стабильных и антибактериальнных наночастиц для медицинского применения. Антибактериальный синергизм наночастиц может быть использован для решения медицинских проблем, таких как лечение инфицированных ран и устранение инфекции при имплантации. Поскольку лечение бактериальных инфекций, вызванных устойчивыми к антибиотикам штаммами, остается нерешенной проблемой, использование таких наночастиц является перспективным.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

1. Comparison of multi-metallic nanoparticles-alternative antibacterial agent: understanding the role of their antibacterial properties / P. Kalakonda, P. Mandal,, S. Laxmi Mynepally, et al. // Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials. – 2024. – Vol. 34(5). – P. 2203-2218.
2. Using of electrical explosion of two twisted wires to obtain TiO2(rutile)/TiO2 (anatase)-Ag nanoparticles with high visible-light photochemical activity / O. Bakina et al. // Journal of Molecular Structure. – 2025. – Vol. 1329. – P. 141327.
3. Heterophase ZnO/CuO nanoparticles with high photochemical activity prepared by electric explosion of wires / O.V. Bakina et al. // Materials Science in Semiconductor Processing. – 2025. – Vol. 188. – P. 109173.
4. Antibacterial properties of PMMA functionalized with CuFe2O4/Cu2O/CuO nanoparticles / E. Glazkova, O. Bakina, N. Rodkevich,, et al. // Coatings. – 2022. – Vol. 12(7). – P. 957.

Методы направленной модификации вертикально ориентированных графеновых слоев для улучшения их электрохимических характеристик

[1]Бондарева Ю.В., [2]Чернодубов Д.А., [1]Евлашин С.А.
[1]Сколковский институт науки и технологии, Москва
[2]НИЦ «Курчатовский институт», Москва

Вертикально ориентированные графеновые слои (ВОГС) являются перспективными электродными материалами для электрохимических устройств благодаря развитой поверхности и высокой проводимости. Однако их низкая электрохимическая активность требует разработки эффективных протоколов направленной модификации. Целью работы является сравнительное исследование методов плазменной обработки (постоянного тока и реактивного ионного травления) и высокоэнергетической ионной имплантации для улучшения ёмкостных характеристик ВОГС за счёт контролируемого дефектообразования и функционализации.

В работе использованы ВОГС, синтезированные методом плазмохимического осаждения из газовой фазы (PECVD) на кремниевых и стеклоуглеродных подложках. Модификация проводилась тремя способами: 1) обработка в тлеющем разряде постоянного тока (2 кВ, 80 мА, 90 мин) в атмосферах N_2, O_2 и воздуха; 2) реактивное ионное травление (RIE-ICP) в смесях Ar/N_2, Ar/Cl_2, Ar/HBr, Ar/SF_6 и Ar/BCl_3 в течение 60–1500 с; 3) имплантация ионов Ar^+ с энергией 40 кэВ при дозах 1×10^{14} и 5×10^{15} см$^{-2}$. Методами РФЭС, КРС и СЭМ/ПЭМ были охарактеризованы элементный состав, дефектность и морфология. Электрохимические испытания проводились в трёхэлектродной ячейке в 0,5 М H_2SO_4 и 1 М H_2SO_4 с расчётом вклада ёмкости двойного слоя (EDLC) и псевдоёмкости (PC) по моделям Трассатти и Данна.

Плазменная обработка постоянным током в азоте привела к максимальному соотношению I(D)/I(G)=2,0 (КРС) [1] и содержанию азота до 3,7 ат.% (РФЭС) для ВОГС. При этом наименьшие наклоны Тафеля (398 мВ/дек) зафиксированы после обработки в азотной плазме (рис.1а,б) [2], что свидетельствует о повышении каталитической активности в реакции восстановления кислорода.

Реактивное ионное травление в течение 60 с, напротив, снижало I(D)/I(G) с 2,22 до 1,52, что связано с удалением аморфной фазы. Однако увеличение времени до 300 с в смеси Ar/N_2 (1:4) привело к росту удельной ёмкости в 1,6 раза (рис. 1в, г) за счёт внедрения азота (до 14,2 ат.%) и кислородных групп (до 18,2 ат.%). Вклад псевдоёмкости после обработки составлял 60–65% по данным обеих моделей [3].

Ионная имплантация Ar^+ при дозе 1×10^{14} см$^{-2}$ привела к увеличению I(D)/I(G) с 0.8 до 2.0 и межплоскостного расстояния d(002) с 3,38 до 3,41 Å (набухание графита), тогда как доза 5×10^{15} см$^{-2}$ вызывала аморфизацию. В структурах до модификации содержание кислорода составляет 3,2 ат.%. Кислород пассивирует дефекты в ВОГС. При дозах имплантации 1×10^{14} см$^{-2}$ и 5×10^{15} см$^{-2}$ содержание кислорода составляет 6,2 ат.% и 8,7 ат.%, что выше. При дозе 1×10^{14} см$^{-2}$ ёмкость при малой скорости сканирования возросла в 5 раз по сравнению с исходными ВОГС (рис. 1д, е), а кулоновская эффективность составила 92%. Дальнейшее повышение дозы снижало эффективность до 82% из-за коллапса пор.

Таким образом, ключевым фактором роста ёмкости является не столько абсолютное количество дефектов, сколько их природа: исходные дефекты (sp^3-связи, аморфная фаза) эффективны, но ограничены; плазменное реактивное травление позволяет удалить аморфный углерод и создать равномерное легирование азотом; ионная имплантация при умеренных дозах (~10^{14} см$^{-2}$) обеспечивает объёмную модификацию с образованием субнанометровых пор и кислородных групп, давая наибольший прирост ёмкости.

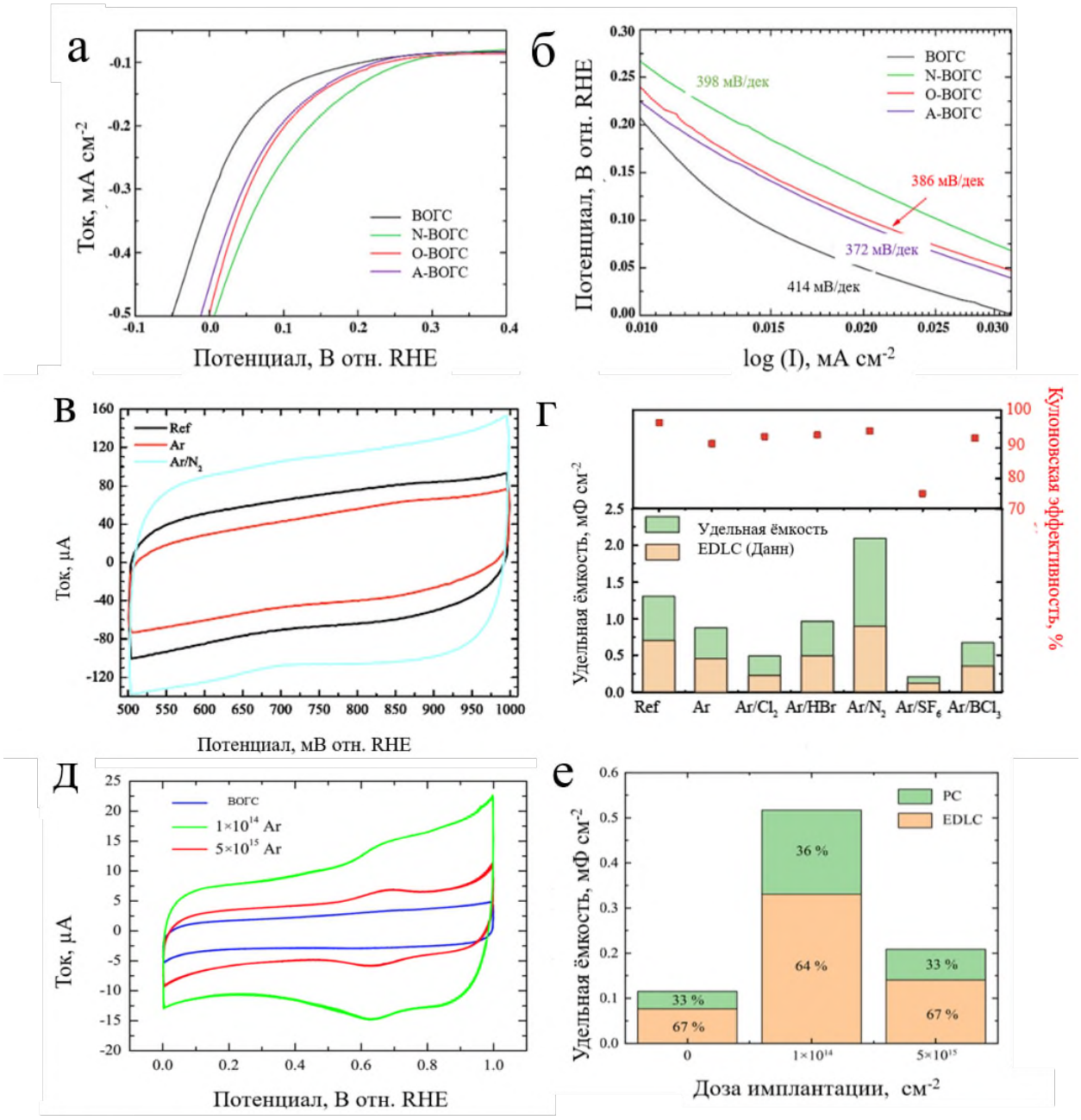


Рис. 1. Линейная вольтамперометрия и наклоны Тафеля для образцов (а, б), вольтамперные кривые для образцов (в, д) и вклад псевдоемкости в общую емкость (г, е)

Полученные результаты открывают путь к управляемому синтезу высокоёмкостных углеродных электродов для суперконденсаторов и каталитических систем.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ, проект 22- 73-10198.

1. Z. Li, L. Deng, I.A. Kinloch, R.J. Young Raman spectroscopy of carbon materials and their composites: Graphene, nanotubes and fibres // Prog. Mater. Sci. – 2023. – Vol. 135. – P. 101089. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2023.101089.
2. Role of Nitrogen and Oxygen in Capacitance Formation of Carbon Nanowalls / S.A. Evlashin, F.S. Fedorov, P.V. Dyakonov, Yu.M. Maksimov, A.A. Pilevsky, K.I. Maslakov, Yu.O. Kuzminova, Yu.A. Mankelevich, E.N. Voronina, S.A. Dagesyan, V.A. Pletneva, A.A. Pavlov, M.A. Tarkhov, I.V. Trofimov, V.L. Zhdanov, N.V. Suetin, I.S. Akhatov // J. Phys. Chem. Lett. – 2020. – Vol. 11. – P. 4859–4865. – DOI:10.1021/acs.jpclett.0c01274.
3. Insight into the influence of plasma-assisted heteroatom doping and defect formation in enhancing the areal capacitance of carbon nanowalls / J.V. Bondareva, D.A. Chernodubov, A.M. Mumlyakov, M.A. Tarkhov, N.V. Porokhov, K.I. Maslakov, D.G. Kvashnin, E.O. Epifanov, O.N. Dubinin, I.N. Krupatin, X. Shi, N.D. Orekhov, F.S. Fedorov, S.A. Evlashin // Electrochimica Acta. – 2025. – Vol. 513. – P. 145522. – DOI:10.1016/j.electacta.2024.145522.

Модель формирования интерметаллидов в системе Ti–Cu при тепловом взрыве

Букрина Н.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

В настоящее время интерметаллидные материалы системы Ti–Cu представляют значительный интерес благодаря сочетанию высокой прочности, коррозионной стойкости и перспективности применения в качестве конструкционных и функциональных материалов. Одним из эффективных способов их получения является самораспространяющийся высокотемпературный синтез в режиме теплового взрыва. Несмотря на большое количество экспериментальных исследований, вопросы последовательности фазообразования и влияния тепловых условий на формирование конечного фазового состава остаются недостаточно изученными, что обусловлено сложностью протекающих физико-химических процессов.

Целью работы является разработка математической модели теплового взрыва в системе Ti–Cu, учитывающей последовательное образование интерметаллидных фаз, теплоперенос и химическую кинетику.

На основе анализа диаграммы состояния Ti–Cu и литературных данных предложена обобщенная схема реакций, включающая образование интерметаллидов Ti_2Cu, TiCu, Ti_3Cu_4, $TiCu_2$, Ti_2Cu_3 и $TiCu_4$. Для предложенной схемы выполнен термодинамический анализ путем расчета температурных зависимостей изменения энергии Гиббса отдельных реакций. Полученные результаты показали, что начальные стадии образования Ti_2Cu и TiCu являются термодинамически наиболее предпочтительными, тогда как образование ряда медьсодержащих интерметаллидов возможно лишь как часть последовательного многостадийного процесса.

Для описания теплового взрыва предложена одномерная математическая модель, включающая уравнение теплопроводности с внутренним химическим источником тепла и систему уравнений формальной химической кинетики. В модели учитываются плавление смеси посредством эффективной теплоемкости, изменение теплофизических свойств в зависимости от состава и начальной пористости, а также торможение реакций образующимися твердыми продуктами. Предложенный численный алгоритм обеспечивает совместное решение тепловой и кинетической задач с контролем сохранения массы и атомного состава смеси.

Предложенная модель позволяет исследовать влияние скорости внешнего нагрева, состава порошковой смеси, начальной пористости и условий теплообмена на температурный режим процесса, момент инициирования теплового взрыва и кинетику образования интерметаллидных фаз. Полученные результаты создают основу для последующей идентификации кинетических параметров по экспериментальным данным и прогнозирования фазового состава продуктов синтеза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0007.

Оценка влияния условий теплообмена на температурный режим реакционного спекания порошковых смесей

Букрина Н.В., Коростелева Е.Н., Князева А.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Реакционное спекание широко используется для получения интерметаллидных и композиционных материалов. Развитие численных методов позволяет исследовать температурные режимы синтеза и прогнозировать условия протекания химических реакций. Однако достоверность моделирования определяется не только корректностью описания физико-химических процессов, но и учетом особенностей экспериментального оборудования, которые способны заметно изменять условия теплообмена.

При проведении экспериментов в вакуумных печах образцы часто размещают под защитными керамическими кожухами, предназначенными для предотвращения загрязнения рабочей камеры продуктами реакции. Несмотря на вспомогательный характер данного элемента, его наличие изменяет радиационный теплообмен между образцом и окружающей средой и может влиять на тепловой режим системы. Кроме того, различие между температурой реакционной смеси и температурой, регистрируемой средствами контроля, осложняет интерпретацию экспериментальных данных.

В работе исследовано влияние защитного корундового кожуха на нагрев цилиндрической порошковой прессовки в условиях регулируемого нагрева в вакуумной печи. Рассматривается одномерная осесимметричная задача теплопроводности с учетом лучистого теплообмена между поверхностью образца и внутренней стенкой кожуха. Нагрев задается в соответствии с экспериментальным температурным режимом реакционного спекания. Задача решена численно по неявной разностной схеме второго порядка аппроксимации по пространству и первого по времени с использованием метода линейной прогонки и линеаризации относительно предыдущего временного слоя.

Расчеты показали, что на начальных и промежуточных стадиях нагрева температура внутренней поверхности кожуха превышает температуру прессовки вследствие последовательной передачи тепла от стенок печи через стаканчик к образцу. Максимальная разность температур между стаканчиком и прессовкой достигает около 30 К. При этом непосредственное влияние кожуха на температуру прессовки оказывается существенно ниже и не превышает 13 К. По мере приближения к температуре спекания температурные различия уменьшаются и в стационарном режиме становятся пренебрежимо малыми.

Проведенно моделирование реакции образования интерметаллида, на примере системы TiAl. Показано, что наличие защитного кожуха оказывает влияние преимущественно на стадию предварительного нагрева и практически не изменяет характер протекания экзотермической реакции. Полученные результаты свидетельствуют о необходимости учета элементов экспериментальной оснастки при анализе тепловых режимов реакционного спекания и сопоставлении расчетных и экспериментальных данных.

Расчеты качественно согласуются с экспериментальными данными. На стадии нагрева до 700 К температура образца отстает от температуры камеры печи, что необходимо учитывать при выборе скорости нагрева. Показано, что защитный кожух создает дополнительный температурный перепад между образцом и нагревателем. При высоких скоростях нагрева этот эффект может привести к преждевременному развитию экзотермической реакции и разрушению прессовки.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 26-13-00007.

Нейтронное дифракционное *in situ* исследование тройных сплавов Fe–(25-26)(Ga,Ge)

[1,2]Булаева А.С., [1]Вершинина Т.Н., [1] Сумников С.В., [1]Балагуров А.М., [3] Головин И.С., [4]Хао Дж., [4]Лю Х., [4]Хе Л.

[1]Объединенный институт ядерных исследований, Дубна

[2]Белгородский государственный исследовательский университет, Белгород

[3]Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва

[4]Spallation Neutron Source Science Center, Дунгуань

Исследование фазовых переходов в сплавах на основе железа – одна из фундаментальных и наиболее динамично развивающихся областей современного материаловедения. В последнее время фокус внимания сместился в сторону сплавов железа, легированных немагнитными компонентами, такими как галлий, алюминий или германий. Такой интерес обусловлен тем, что добавление этих элементов кардинально меняет магнитострикционные свойства железа [1]. Наиболее высокие значения магнитострикции наблюдаются в сплавах Fe-Ga (Galfenol), что делает их привлекательными для применения в датчиках, исполнительных устройствах, системах преобразования энергии и других функциональных устройствах. Введение германия в сплавы Fe-Ga рассматривается как один из возможных способов управления их структурным состоянием и функциональными свойствами.

Имеющиеся литературные данные свидетельствуют о том, что замещение галлия германием приводит к подавлению механизмов, обеспечивающих высокую магнитострикцию в бинарных сплавах Fe-Ga. При этом причины такого поведения до настоящего времени остаются не вполне ясными, поскольку сведения о влиянии германия на фазовый состав и процессы структурообразования в сплавах Fe-Ga-Ge малоизучены.

Нами были исследованы сплавы $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ и $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$, находящиеся в литом состоянии. *In situ* измерения дифракции нейтронов для первого сплава проводились на дифрактометре GPPD (General Purpose Powder Diffractometer) (CSNS, Китай) при непрерывном нагреве до 1000°C со скоростью 2°C/мин и последующем охлаждении. Сплав $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ был исследован на Фурье-дифрактометре высокого разрешения (ФДВР), ИБР-2 (ОИЯИ, Россия) при непрерывном нагреве до 920°C со скоростью 2°C/мин и последующем охлаждении.

Сплав $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ в литом состоянии представлен двумя полиморфными модификациями соединения $Fe_3(Ga,Ge)$ с упорядочением по типам $D0_3$ и $D0_{19}$ (рис. 1а). При увеличении содержания германия до $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ фазовый состав изменяется, а именно, сосуществуют фазы $D0_{19}$ и B8-типа (рис. 1б). Известно, что при быстрой кристаллизации из расплава в двойном сплаве $Fe_{75}Ga_{25}$ формируется неравновесная фаза $D0_3$ [2], тогда как в сплаве $Fe_{75}Ge_{25}$ образуется смесь фаз $D0_{19}$ и B8-типа [3]. Таким образом, увеличение концентрации германия в тройном сплаве сопровождается уменьшением доли фаз со структурой на основе ОЦК решетки и способствует стабилизации фаз, характерных для богатой германием области диаграммы состояния.

Как показали *in situ* исследования, температурное поведение также существенно зависит от состава сплавов. Для $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ при нагреве в области 710 ± 15 °C наблюдается увеличение объёмной доли фазы $D0_{19}$, что свидетельствует о протекании фазового превращения между двумя полиморфными модификациями $Fe_3(Ga,Ge)$. В отличие от этого, в сплаве $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ фазовый состав сохраняется неизменным во всём исследованном температурном диапазоне.

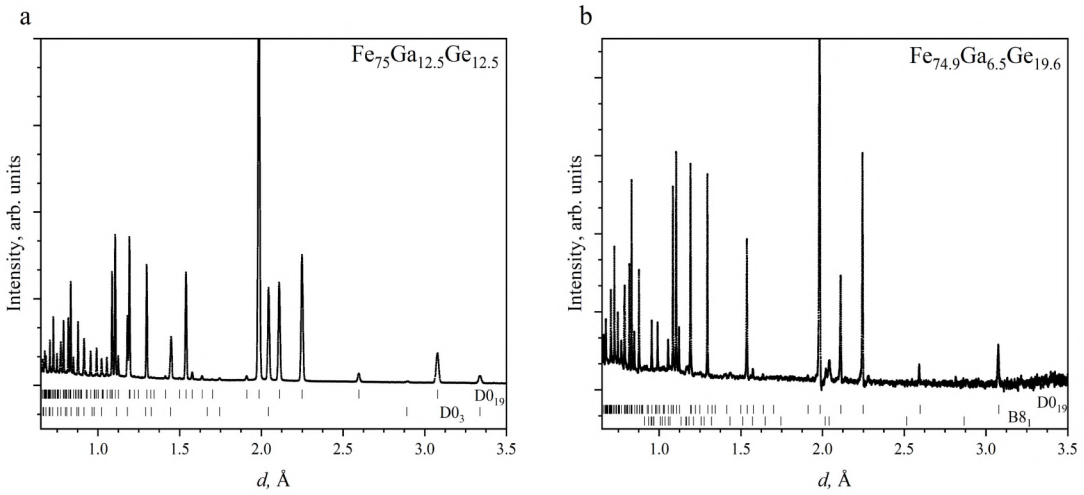


Рис. 1. Картины нейтронной дифракции as-cast образцов $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ (a) и $Fe_{74.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ (b), полученные на установках GPPD (CSNS) и HRFD (JINR) соответственно

Метод дифракции нейтронов позволяет определять температуры магнитных переходов. Так температура Кюри для $D0_3$ фазы составила T_C = 500 ± 15 °C, как при нагреве, так и при охлаждении сплава $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$. Что касается фазы $D0_{19}$, то для сплава $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ наблюдается уменьшение T_C с 550 ± 15 °C при нагреве до 500 ± 15 °C при охлаждении. В сплаве же $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ наблюдается обратная тенденция: для этой же фазы при нагреве и охлаждении T_C = 400°C ± 5°C и 500°C ± 5°C, соответственно. Сделано предположение, что такое противоположное поведение магнитной структуры фазы $D0_{19}$ является следствием изменения ее элементного состава. Косвенно это подтверждается тем, что после цикла нагрева-охлаждения в сплаве $Fe_{75}Ga_{12.5}Ge_{12.5}$ параметры решетки увеличились по сравнению с исходным состоянием, а в сплаве $Fe_{73.9}Ga_{6.5}Ge_{19.6}$ – уменьшились.

Работа выполнена в рамках проекта № 26-13-00152 РНФ.

1. Tetragonal magnetostriction and magnetoelastic coupling in Fe-Al, Fe-Ga, Fe-Ge, Fe-Si, Fe-Ga-Al, and Fe-Ga-Ge alloys / J.B. Restorff, M. Wun-Fogle, A.E. Clark et al. // J. Appl. Phys. – 2012. – Vol. 111, № 2. – P. 023905. – DOI:10.1063/1.3674318.

2. Балагуров А.М., Головин И.С. Рассеяние нейтронов в исследованиях функциональных сплавов на основе железа (Fe—Ga, Fe—Al) // Успехи физических наук. – 2021. – Т. 191, № 7. – С. 738–759.

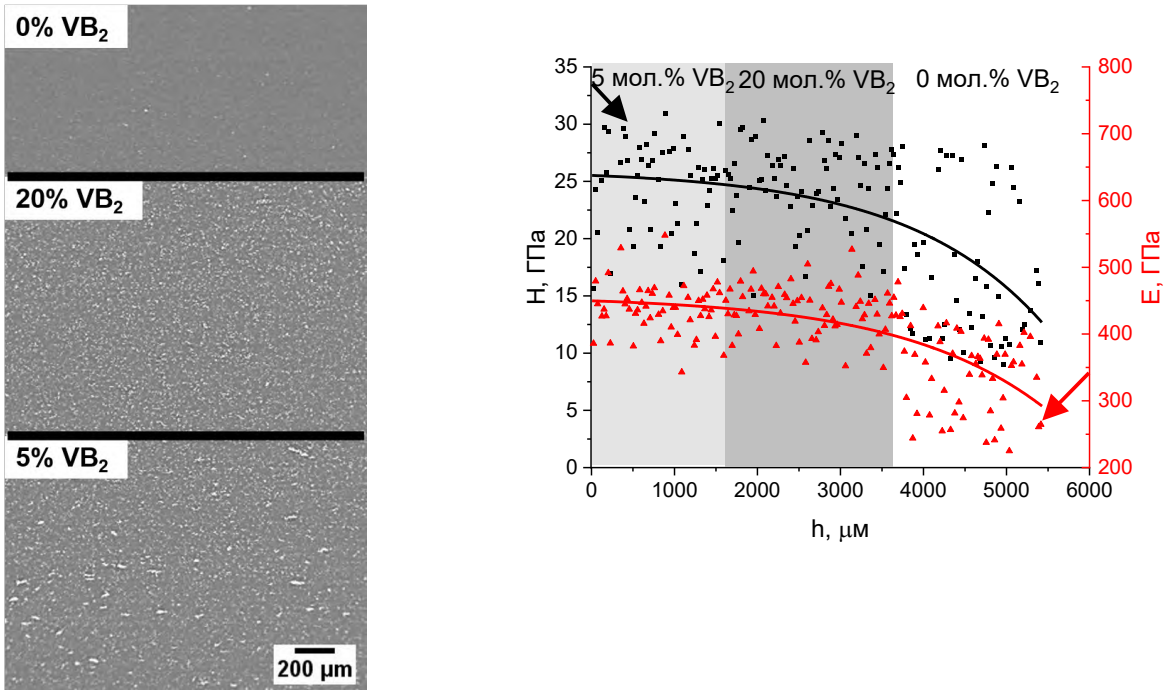
3. Structural and magnetic phase transitions in Fe_3Ge: A neutron diffraction study / A.M. Balagurov, I.S. Golovin, et al. // Phys. Rev. Materials. – 2023. – Vol. 7, № 6. – P. 063603. – DOI:10.1103/PhysRevMaterials.7.063603.

Исследование диффузионных процессов в керамике B_4C-VB_2

Бурхинова Н.Ю., Дик Д.В.
Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Карбид бора является перспективным конструкционным материалом благодаря высокой твердости, низкой плотности, высокой температуре спекания и химической стойкости. Исследование диффузионных процессов в слоистой керамике B_4C-VB_2 представляет практический интерес для разработки градиентных материалов и композитов со сложной структурой, в которых необходимо контролировать формирование переходных слоев и степень взаимодействия между компонентами [1]. В настоящей работе исследованы особенности формирования микроструктуры и распределения механических свойств в градиентной керамике B_4C-VB_2 (0-20-5 мол.% VB_2), полученной методом горячего прессования. Твердость и модуль Юнга определяли методом инструментального индентирования, а микроструктуру и межслойное взаимодействие изучали с использованием сканирующей электронной микроскопии.

На рис. 1 показаны микроструктура спеченной керамики B_4C-VB_2 (0-20-5 мол.% VB_2) при температуре начала диффузионных процессов и распределение ее механических свойств по сечению образца.



а б

Рис. 1. Микроструктура слоистой керамики B_4C-VB_2 (а) и распределение твердости и модуля Юнга по сечению образца (б)

На микроструктуре спеченных образцов (рис. 1 а) наблюдается сохранение слоистой структуры. На границах раздела не выявлено выраженных диффузионных зон. В слое с 5 мол.% VB_2 светлые зерна диборида ванадия имеют вытянутую форму и склонны к агломерации, с увеличением содержания VB_2 их количество возрастает. В слое, содержащем 0 мол.% VB_2, фаза диборида ванадия отсутствует, что подтверждается результатами элементного анализа. Анализ механических свойств (рис. 1 б) показал снижение твердости и модуля Юнга при переходе от слоя с повышенным содержанием VB_2 к слою чистого карбида бора, что может быть связано с увеличением пористости. При этом вблизи границ раздела слоев наблюдается уменьшение разброса значений твердости и модуля Юнга, а также более плавное изменение свойств по сравнению с объемом слоев, что свидетельствует о

формировании переходных областей. Вероятно, это связано с образованием диффузионных процессов в ходе спекания.

Таким образом, полученные результаты показывают возможность управления межслойного взаимодействия в системе B_4C-VB_2 за счет изменения условий спекания.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-11-00177.

Работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Механика» (Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН).

1. Domnich V. Boron carbide: structure, properties, and stability under stress // Journal of the American Ceramic Society. – 2011. –Vol. 94. – №. 11. – P. 3605-3628.

Экструзионное формование деталей на основе Al-Cu

Ворнакова Е.А., Ложкомоев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время сплавы Al-Cu находят широкое применение в аэрокосмической и автомобильной промышленности благодаря высокой удельной прочности, относительно небольшому весу, жаропрочности, однородной плотности [1]. В связи с этим в научном сообществе ведутся разработки аддитивных способов формирования различных деталей из сплавов Al-Cu, что дает возможность уменьшить расход материала и вес готового изделия, а также сократить время обработки. В качестве одного из перспективных методов аддитивного получения деталей является технология экструзии термопластичных композиций, основанная на формировании детали из метал-полимерного фидстока [2]. К основным преимуществам данной технологии можно отнести возможность спекания образцов в заданном интервале температур, простоту использования и относительно низкую стоимость производства. К одному из факторов получения деталей Al-Cu с помощью технологии экструзии термопластичных композиций с высокими физико-механическими характеристиками относится проведение растворного дебиндинга полимерного связующего перед этапом спекания. В качестве полимерного связующего для производства деталей Al-Cu может быть рассмотрен МС 2162 (смесь полиэстера и полиамида). Таким образом, целью настоящего исследования было изучение влияния полимерного связующего на механические характеристики деталей, полученных с помощью метода экструзионной 3D-печати, из фидстока на основе порошка Al-Cu, содержащего 10 масс. % Cu и полимерного связующего МС 2162.

Порошок Al-Cu, содержащий 10 масс. % Cu, получали электрическим взрывом проволочек алюминия и меди по методике, описанной в работе [3]. Для получения фидстока на основе полимерного связующего МС 2162 к нему добавляли порошок Al-10Cu. Полученные массы перемешивали в смесителе Brabender при 110 °C в течение 20 минут, после чего смеси измельчали и пропускали на одношнековом экструдере SJZS -10A через сопло диаметром 0,8 мм. Полученные фидстоки измельчали до получения гранул размером не более 3 мм. С помощью 3D принтера Bizon 2, с модифицированной экструзионной печатной головкой, позволяющей печатать гранулами, были напечатаны «зеленые детали» размером 10×10×5 мм и 60×6×6 мм.

На основании данных электронной микроскопии было установлено, что средний размер наночастиц в порошке Al-10Cu составил 89 нм, в то время как средний размер микрочастиц – 5,3 мкм. По данным элементного анализа было установлено, что в частицах порошка присутствовали как медь, так и алюминий, количество меди определялось на уровне 10 масс. %. Анализ дифрактограмм показал, что основные пики соответствуют стандартным параметрам решетки Al, также наблюдались пики со слабой интенсивностью, принадлежащие интерметаллиду Al_2Cu. С использованием полученного порошка был подготовлен фидсток, содержащий 70 масс. % неорганической фазы. По данным ТГ-ДСК анализа потеря массы образца происходила в одну стадию, начиная при температуре около 200 °C и заканчивая при 483 °C. Общая потеря массы образца составила 11,5 %, что соответствовало массе полимерного связующего в фидстоке. По данным ДСК анализа был зафиксирован эндотермический пик с максимумом при 546,4 °C, обусловленный эвтектической реакцией Al и Al_2Cu. С использованием полученного фидстока были изготовлены образцы, которые спекали при температуре 560 °C в течении 1, 4 или 6 часов. Данная температура спекания обусловлена данными, полученными при ТГ-ДСК анализе, свидетельствующая о полном удалении связующего и прохождении эвтектической реакции. На основании результатов, полученных с помощью СЭМ, было установлено, что поверхность образцов, спеченных в течение 1 ч, была представлена исходными частицами порошка, относительная плотность образца составила 68 %. Дальнейшее увеличение времени выдержки до 4 и 6 часов приводило к коалесценции первичных частиц с выделением на поверхность частиц, обогащенных медью.

Относительная плотность образцов увеличивалась до 84 и 92 %, соответственно. Образцы, спеченные при 560 °C в течение разного времени, были испытаны на сжатие и на трехточечный изгиб. В ходе исследования было установлено, что с увеличением времени спекания увеличивалась прочность образцов, как на сжатие, так и на изгиб. В испытаниях на сжатие образцы, спеченные в течение 1 и 4 часов, разрушались после фазы упругой деформации в самом начале пластического деформирования. При этом, образец, спеченный в течение 6 часов, претерпевал серьезную пластическую деформацию. Данные по прочности и твердости образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1. Характеристики образцов

№	Время спекания при 560 °C	Относительная плотность, %	Твердость, HV	Предел прочности, МПа		Модуль упругости, ГПа	
				Изгиб	Сжатие	Изгиб	Сжатие
1	1	68.1±2.2	45.6±9.5	15,2±1,3	122,3±1,1	0,2±0,02	2,0±0,1
2	4	84.5±2.4	80.8±8.9	55,0±4,7	178,4±1,6	2,8±0,2	1,1±0,1
3	6	94.6±3.5	98.2±10.6	178,1±15,1	325,8±2,9	16,3±1,2	1,1±0,1

Таким образом, в настоящем исследовании была показана возможность получения деталей на основе Al-Cu с высокой механической прочностью и низкой пористостью методом экструзионной печати.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 21-79-30006, https://rscf.ru/en/project/21-79-30006.

1. Analysis and homogenization of residual stress in aerospace ring rolling process of 2219 aluminum alloy using thermal stress relief method / Q. Wu, J. Wu, Y. D. Zhang, H. J. Gao, D. Hui // Int. J. Mech. Sci. – 2019. – Vol. 157. – P. 111-118. DOI: 10.1007/s40964-023-00548-y.
2. Ramazani H., Kami A. Metal FDM, a new extrusion-based additive manufacturing technology for manufacturing of metallic parts: a review // Prog. Addit. Manuf. – 2022. – Vol. 7. – № 4. – P. 609-626.
3. Development of approaches for forming complex profile parts from Al–Cu alloys using the metal fused filament fabrication technology / A. S. Lozhkomoev, M. G. Krinitcyn, S. O. Kazantsev, E. A. Vornakova, N. V. Svarovskaya, E. A. Glazkova // Prog. Addit. Manuf. – 2024. – Vol. 9. – №. 6. – P. 1913-1920.

Исследование фазовых превращений в защитных покрытиях горного оборудования методами синхротронной дифракции

[1]Голышев А.А., [1,2]Герцель И.С., [1]Маликов А.Г., [1,2]Шмаков А.Н.

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

[2]ЦКП Сибирский кольцевой источник фотонов ФИЦ Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Кольцов

Инструментальные стали широко применяются для изготовления деталей горнорудного и дробильного оборудования, эксплуатируемого в условиях интенсивного абразивного и ударно-циклического нагружения. Повышение ресурса таких изделий требует создания износостойких покрытий на рабочих поверхностях зубьев дробилок. Нанесение защитных слоёв на детали сложной геометрии с высокими требованиями к адгезии и минимальной дефектности представляет собой сложную техническую задачу. Перспективным решением является технология прямого лазерного выращивания, позволяющая формировать защитные покрытия и восстанавливать детали.

В настоящей работе методом прямого лазерного выращивания получены защитные покрытия из порошковой смеси инструментальной стали. Проведена оптимизация режимов наплавки (мощность лазера, скорость сканирования, расход порошка) по критерию отсутствия пор и трещин. Для контроля эволюции фазового состава использована синхротронная дифракция (длина волны 1,01 Å, геометрия Брэгга–Брентано, канал 6а, УНУ «Комплекс ВЭПП-4–ВЭПП-2000», ЦКП СЦСТИ, ИЯФ СО РАН). Выявлены фазовые превращения в покрытиях: после отжига при 1220 °C зафиксировано снятие микронапряжений и разделение пиков мартенсита и аустенита. При изотермической выдержке происходит образование карбидов типа Fe3W3C, а при медленном охлаждении (50 °C/мин) преобладают диффузионные процессы с сохранением мартенситной матрицы. Сформированные покрытия характеризуются высокой твёрдостью (HRC 66,4 ± 0,7) и износостойкостью. Испытания наплавленных промышленных зубьев показали снижение скорости износа в 4 раза.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «СЦСТИ» на базе УНУ "Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000" в ИЯФ СО РАН.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-15-2025-459).

Различные подходы для получения плотной α-Al_2O_3-керамики методом фотополимерной 3D-печати

Горелов И.В., Воронцов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Оксидная керамика на основе α-Al_2O_3 является одним из наиболее востребованных конструкционных материалов благодаря высокой твердости, химической стойкости и термической стабильности. Однако внедрению аддитивных технологий, в частности фотополимерной 3D-печати, для изготовления изделий из α-Al_2O_3 препятствует высокая пористость после спекания. Целью работы является определение возможности получения плотной керамики из α-Al_2O_3 с учетом кинетики дебиндинга и спекания, а также оценка влияния различных добавок на микроструктуру и фазовый состав материала.

В качестве исходных материалов использовались порошки α- и γ-Al_2O_3, аморфный диоксид кремния (SiO_2) и металлический нанопорошок алюминия. Печать образцов осуществлялась на коммерческом LCD-принтере. После процесса дебиндинга, спекание проводилось при температурах 1600 и 1650°C.

На первом этапе исследовался материал, полученный на основе смеси порошков α- и γ-Al_2O_3 без добавок. При объемной доле наполнителя 27,4 об.% после спекания наблюдались вытянутые поры. Уменьшение объемной доли до 15,1 об.% привело к образованию крупных пор, что объясняется недостаточной площади контакта между частицами.

На втором этапе для активации спекания вводился металлический нанопорошок алюминия, окисление которого при нагреве должно было способствовать заполнению пор и формированию дефектного γ-Al_2O_3. Анализ микроструктуры составов 24,7% Al_2O_3 + 0,98% SiO_2 + 1,92% nAl и 25,3% Al_2O_3 + 1,01% SiO_2 + 1,97% nAl показал наличие пористости. Причина заключается в агломерации частиц порошка и фазовым переходом в α-фазу через промежуточную γ-фазу Al_2O_3.

Наиболее значимые результаты были получены при использовании добавки в виде аморфного оксида кремния SiO_2. Согласно диаграмме состояния Al_2O_3–SiO_2, эвтектика муллит–кристобалит находится при 1595°C, что ниже температур спекания в эксперименте (1600–1650°C) [1]. Это обеспечивает появление жидкой фазы, которая заполняет поры и стягивает частицы за счет капиллярных сил. Исследовались составы с различным соотношением: 17,68% Al_2O_3 + 1,30% SiO_2; 11,5% Al_2O_3 + 1,29% SiO_2; 9,79% Al_2O_3 + 2,43% SiO_2; 16,65% Al_2O_3 + 7,06% SiO_2. Наилучший результат показал состав 17,68 % Al_2O_3 + 1,30 % SiO_2. Его микроструктура характеризовалась минимальной пористостью.

В результате работы установлено, что получение плотной α-Al_2O_3-керамики методом фотополимерной 3D-печати возможно с использованием спекающих добавок, в частности SiO_2, обеспечивающего жидкофазное спекание. Дальнейшие исследования должны быть направлены на оптимизацию режимов спекания для управляемого протекания фазовых переходов и подавления трещинообразования.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.

1. Методы ТГ, ДСК и синхротронного анализа в решении задачи повышения реакционной способности металлических горючих на основе алюминия / В.Г. Шевченко, Д.А. Еселевич, В.Н. Красильников, А.В. Конюкова // От химии к технологии шаг за шагом. – 2025. – Т. 6, вып. 3. – С. 8-38.

Разработка метода и устройства измерения теплопроводности металлов и компактированных мультиграфеновых материалов

Губин В.Ю., Демченко Д.В., Морозов Н.С., Нигматуллин И.Х., Грачева А.В., Клюкова К.Е.
Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

Теплопроводность новых функциональных и конструкционных материалов с заданными теплофизическими свойствами имеет фундаментальное значение при проектировании устройств для интенсивного тепловыделения [1, 2]. В последние годы наблюдается устойчивый интерес к материалам, участвующим в процессе охлаждения. Медь, алюминий и серебро являются наиболее распространенными материалами, используемыми в качестве теплопроводников [3]. Однако, в настоящее время особый научный интерес представляют графитовые и графеновые фольги, или иные компактированные мультиграфеновые материалы (КМГМ) [4, 5]. Такие структуры обладают сильной анизотропией свойств в зависимости от метода производства и обработки: теплопроводность колеблется от 180 до 1500 Вт × м−1 × К−1 при прессовании, в то время как в перпендикулярном направлении она составляет от 3 до 10 Вт × м −1 × К−1. Изучение теплопроводности КМГМ представляет собой важный этап в разработке решений в области теплотехники для высокотехнологичных отраслей промышленности. В контексте растущего спроса на теплоотводящие материалы возрастает необходимость разработки надежных методов измерения коэффициентов теплопроводности, обеспечивающих воспроизводимость и сопоставимость результатов.

Были разработаны метод и установка для измерения коэффициента теплопроводности материала с высокой теплопроводностью $\lambda > 300$ Вт × м -1 × К−1. Метод основан на измерении установленных температурных градиентов и тепловых потоков с последующей аппаратной и программной обработкой. Для повышения точности измерений было проведено компьютерное моделирование распределения тепла и потерь. Разработанный метод представляет собой расширение подхода ASTM E1225 к контролируемому сравнительному тепловому потоку, расширяя его применимость от идеализированных лабораторных образцов до реалистичных и готовых изделий. Точность измерения существенно повышается за счет использования 5 терморезисторов, которые обеспечивают избыточные данные о температуре, уменьшающие случайную ошибку за счет линейной аппроксимации. Пространственно-разрешенные данные от терморезистивных датчиков позволяют осуществлять локализацию и количественное определение теплового поля. Численная модель указывает на систематическую погрешность измерения около 2% из-за теплообмена с окружающей средой при текущей конфигурации терморезисторов и теплоизоляции. Для компенсации выходные данные модели были включены в процедуру измерения в качестве коэффициента коррекции. Показано, что разработанная установка обеспечивает высокую точность и надежность измерений, дополняя инструментальные возможности лазерного импульсного анализа и метода горячего диска.

На установке были проведены измерения образцов меди, алюминия, изотропного графита и мультиграфеновых материалов с различной теплопроводностью. Мультиграфеновые материалы были получены из графитового сырья с использованием контролируемого межмолекулярного взрыва по двум технологиям (стандартной и мягкой). Последующая обработка давлением привела к образованию КМГМ с высокой теплопроводностью. Результаты измерений демонстрируют преимущества КМГМ над металлами в качестве теплопроводников. Стандартные КМГМ обладают значительно более высокой теплопроводностью ($\lambda = 342$ Вт × м−1× К−1) и меньшим весом ($\rho = 1{,}7$ г × см−3), чем алюминий ($\lambda = 238$ Вт × м−1 × К−1, $\rho = 2{,}7$ г × см−3). Мягкие КМГМ обладают превосходной теплопроводностью ($\lambda = 491$ Вт × м−1 × К−1), которая выше, чем у меди ($\lambda = 393$ Вт × м−1 × К−1), и имеют в 5 раз меньшую плотность.

Тепловые свойства конечных продуктов можно контролировать, изменяя начальные параметры создания мультиграфенового материала. Это обеспечивает гибкость и технологическую эффективность КМГМ. Мультиграфеновые материалы перспективны для

использования в различных отраслях промышленности, требующих эффективного отвода тепла при повышенных температурах и в агрессивных средах, а также в областях, связанных с силовой микроэлектроникой и мобильными источниками питания.

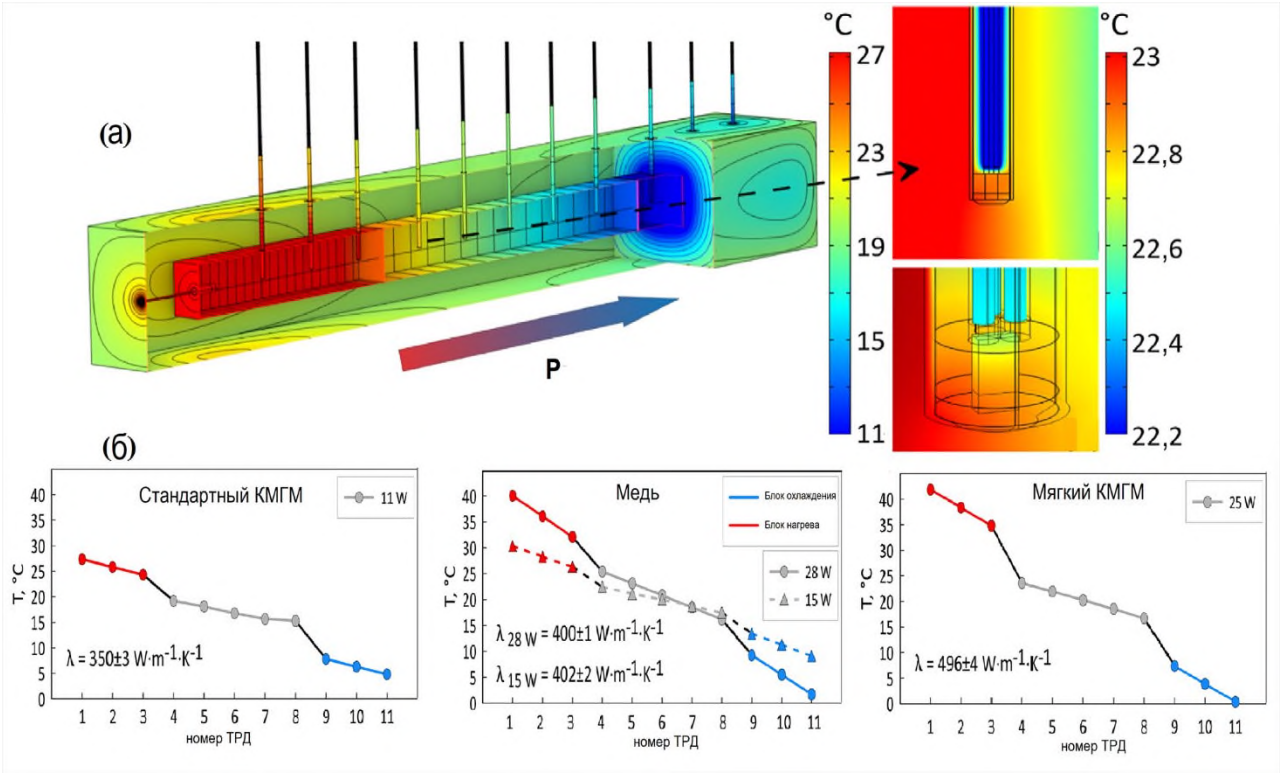


Рис. 1. Результаты численного моделирования (а) и выходные результаты установки измерения (б)

1. Advances in thermal conductivity for energy applications: A review / Q. Zheng, M. Hao, R. Miao, J. Schaadt, and C. Dames // Prog. Energy. –2021. – Vol. 3(1), 012002 – P. 1–40. – DOI:10.1088/2516-1083/abd082
2. The origin of high thermal conductivity and ultralow thermal expansion in copper–graphite composites / I. Firkowska, A. Boden, B. Boerner, and S. Reich, // Nano Lett. –2015. – Vol. 15(7). – P. 4745–4751. – DOI:10.1021/acs.nanolett.5b01664.
3. A. L. Woodcraft , Recommended values for the thermal conductivity of aluminium of different purities in the cryogenic to room temperature range and acomparison with copper // Cryogenics –2005. –Vol. 45(9). – P. 626–636.
4. Preparation, Electrical and Thermal Properties of New Exfoliated Graphite-Based Composites / M. Afanasov, V. A. Morozov, A. V. Kepman, S. G. Ionov, A. N. Seleznev, G. V. Tendeloo and V. V. Avdeev // Carbon–2009. –Vol. 47(1). – P. 263–270. – DOI:10.1016/j.carbon.2008.10.004.
5. Preparation of graphitic foil with high thermal conductivity using Vitamin C as reductant and binder / S. Yang, Z. Tao, Q. Kong, J. Li, X. Li, X. Yan, J. Liu, Y. Tong, and Z. Liu // Chem. Eng. J. – 2023. – Vol. 473 (145330). – DOI:10.1016/j.cej.2023.145330.

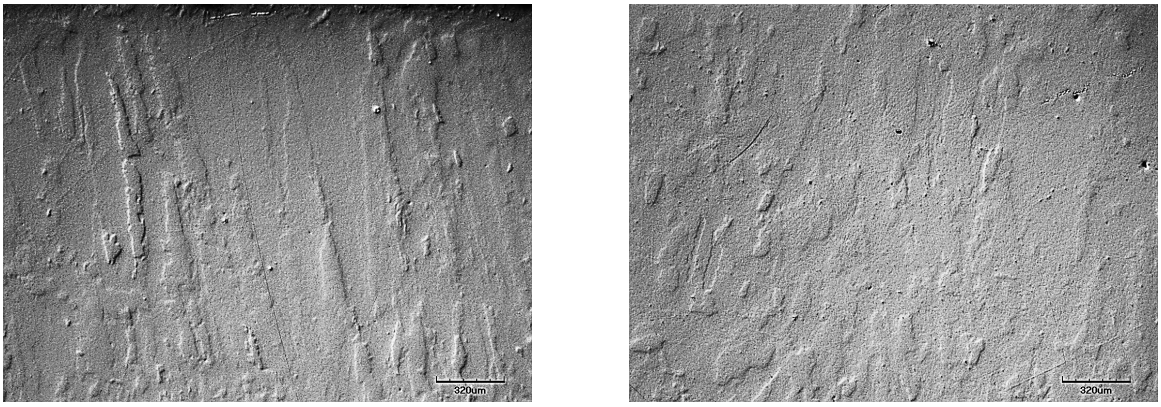
Основы управления структурой никелевых жаропрочных сплавов, полученных методом прямого лазерного выращивания

Гулов М.А., Герцель И.С., Маликов А.Г.
Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Высокие механические параметры, сопротивление ползучести и стойкость к коррозии никелевых жаропрочных сплавов при экстремальном термическом нагреве обуславливают их повсеместное использование в производстве критически важных деталей для горячих зон энергетических установок, включая лопатки и элементы камер сгорания газовых турбин.

Однако в процессе длительной эксплуатации данные элементы неизбежно подвергаются интенсивному термическому и эрозионному износу, а также усталостному разрушению. Оптимальным и экономически эффективным решением для их восстановления сегодня считается метод прямого лазерного выращивания (ПЛВ). Данная аддитивная технология характеризуется локальным тепловложением и минимальной зоной термического влияния, что позволяет успешно восстанавливать как геометрию нагруженных рабочих поверхностей, так и поврежденные участки сложных тонкостенных конструкций. В качестве базового материала для проведения подобной восстановительной наплавки наиболее востребованными в мировой практике выступают порошковые сплавы семейства Inconel, обладающие отличной свариваемостью и металлургической совместимостью с основным металлом деталей.

В настоящей работе в рамках создания технологии восстановления элементов энергетических установок исследовано влияние условий кристаллизации никелевых жаропрочных сплавов серии Inconel, получаемых методом прямого лазерного выращивания, на трещинообразование, структуру и фазовый состав формируемого материала. Установлено, что изменение градиента температур в ходе лазерной наплавки влияет на характер кристаллизационных процессов, что обусловливает формирование структуры, отличной от наблюдаемой в стандартных условиях (рис. 1).



а б

Рис. 1. Структура сплава Inconel 718, полученного с дополнительным охлаждением подложки (а) и дополнительным нагревом подложки до 750 ° (б)

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, проект «Научное обоснование и создание инфраструктуры на основе использования синхротронного излучения для диагностики функционально-градиентных материалов» (Соглашение № 075-15-2025-459).

Структура и свойства биметаллических образцов на основе медного и никелевого сплавов, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

[1]Гурьянов Д.А., [1]Фортуна С.В., [1]Никонов С.Ю., [1,2]Ким А.В., [1]Шамарин Н.Н., [1]Чумаевский А.В., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе были получены и исследованы биметаллические образцы изделий на основе медного и никелевого сплавов. В качестве исходных материалов использовались проволоки жаропрочной бронзы марки БрХ и никелевого жаропрочного сплава марки Inconel 718. Получение экспериментальных образцов проводили путем проволочного электронно-лучевого аддитивного выращивания на установке, разработанной в ИФПМ СО РАН. Было получено два типа образцов в виде тонких стенок с различной последовательностью нанесения разнородных сплавов: Inconel 718 поверх БрХ (БрХ + Inconel 718) и БрХ поверх Inconel 718 (Inconel 718 + БрХ). В обоих случаях была получена «резкая» граница перехода, т.е. материал второго сплава выращивался непосредственно на уже закристаллизовавшейся стенке первого сплава. Во всех случая аддитивного формирования применялись следующие параметры: ускоряющее напряжение – 30 кВ, развертка электронного пучка - «спираль от центра» диаметром 4,5 мм, траектория аддитивного выращивания - разнонаправленная. Варьируемыми параметрами были скорость аддитивного выращивания и ток электронного пучка. Параметры аддитивного процесса приведены в таблице 1.

Таблица 1. Варьируемые параметры проволочного электронно-лучевого аддитивного выращивания

Образец	Материал	Скорость движения рабочего стола, мм/мин	Ток электронного пучка, мА	Результирующая погонная энергия. кДж/мм	Количество нанесенных слоев	Размеры полученных образцов, мм
БрХ + Inconel 718	БрХ	280	70,7 - 41,3	0,45 - 0,27	73	114 × 110
	Inconel 718	300	75,1 - 46,3	0,45 - 0,28	70	
Inconel 718 + БрХ	Inconel 718	200	75,1 - 46,3	0,68 - 0,42	70	119 × 110
	БрХ	300	55,1 - 34,9	0,33 - 0,21	65	

Как видно из Таблицы 1, по мере увеличения высоты аддитивно формируемого образца, уменьшается ток электронного пучка. Это необходимо для того, чтобы избегать накопления тепла в верхних слоях, т.к. эффективность теплоотвода за счет теплопроводности снижается. Образец БрХ + Inconel 718 содержал макроскопический дефект в виде растеканий первых слоев из Inconel 718. Вероятно, это связано с недостаточным плавлением ниже лежащих закристаллизовавшихся слоев бронзы. Прочих макроскопических дефектов в виде пор, трещин и расслоений в обоих образцах обнаружено не было.

Макроструктура обоих образцов представлена столбчатыми вытянутыми в направлении аддитивного выращивания зернами бронзы и колониями дендритов сплава Inconel 718. Поперечные размеры зерен бронзы в образце БрХ + Inconel 718 составляют 171-647 мкм, а в образце Inconel 718 + БрХ 248-1045 мкм. Микроструктура зерен бронзы является дендритной. Средние расстояния между осями дендритов бронзы составляют 25-37 мкм в образце Inconel 718 + БрХ и 17-22 мкм в образце БрХ + Inconel 718. Средние расстояния между осями дендритов первого порядка в никелевом сплаве составляют 22-27 мкм в образце Inconel 718 + БрХ и 16-26 мкм в образце БрХ + Inconel 718.

Наиболее заметным отличием при выборе последовательности нанесения разнородных сплавов является граница их сплавления. Так при нанесении никелевого сплава поверх бронзы переходная область имеет толщину 2,8-4,5 мм. Данная область характеризуется изменением химического состава (в результате подмешивания материала бронзы в наплавляемые слои

никелевого сплава) и формированием разнородной по размерам и морфологии дендритной структуры. Химическое влияние бронзы прекращается на расстоянии 10 мм от границы сплавления и далее происходит направленный рост столбчатых дендритов никелевого сплава.

При нанесении бронзы БрХ поверх сплава Inconel 718 наблюдается глубокое проплавление никелевого сплава (2,8-3,5 мм), далее происходит формирование мелкозернистой равноосной зеренной структуры бронзы с крупными включениями никелевого сплава (толщина данной области менее 1 мм), после этого на протяжении 1,2-1,7 мм происходит переход от равноосных зерен бронзы к столбчатым. И далее кристаллизуются только столбчатые крупные зерна. Химическое влияние никелевого сплава прекращается на расстоянии 6 мм от границы сплавления.

В таблице 2 приведены результаты механических испытаний, полученных путем статического растяжения образцов, вырезанных в различных ориентациях.

Таблица 2. Механические свойства биметаллических образцов

Образец	Направление и место вырезки	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа
БрХ + Inconel 718	Вертикально (Inconel 718)	322±37	745±4
	Вертикально (переходная)	87±2	205±2
	Вертикально (БрХ)	78±23	189±2
	Горизонтально (Inconel 718)	344±50	762±38
	Горизонтально (переходная)	490	855
		169	370
		81	206
	Горизонтально (БрХ)	71±6	212±3
Inconel 718 + БрХ	Вертикально (БрХ)	72±25	181±6
	Вертикально (переходная)	101±27	214±2
	Вертикально (Inconel 718)	416±89	753±16
	Горизонтально (БрХ)	64±10	191±5
	Горизонтально (переходная)	136	214
		238	491
		362	640
	Горизонтально (Inconel 718)	473±55	792±57

Исходя из данных, представленных в таблице 2, можно сказать следующее. Независимо от последовательности нанесения разнородных сплавов, переходная область не является разупрочненной, а её свойства не ниже свойств областей чистой бронзы БрХ. Анизотропия свойств не является ярко выраженной, как в области никелевого сплава, так и в области бронзы. Наибольшие значения пределов прочности и текучести никелевого сплава достигаются в образце Inconel 718 + БрХ в горизонтальном сечении и составляют 792±57 МПа и 473±55 МПа, соответственно.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01717, https://rscf.ru/project/25-29-01717.

Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Исследование микроструктуры, механических и трибологических свойств покрытий Ti-Al-Ta-N, полученных с помощью гибридных методов магнетронного распыления

Дербин А.Ю., Шугуров А.Р.
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Защитные керамические покрытия широко используются в различных отраслях промышленности с целью улучшения эксплуатационных свойств деталей, инструментов и механизмов. В частности, перспективными являются покрытия на основе системы Ti-Al-Ta-N, обладающие повышенной твердостью, износостойкостью и термической стабильностью [1]. Однако образование столбчатых зерен в процессе нанесения покрытий Ti-Al-Ta-N методами физического осаждения из паровой фазы негативно сказывается на их характеристиках [2]. Одним из эффективных способов подавления образования столбчатой микроструктуры является бомбардировка растущего покрытия низкоэнергетическими ионами [3]. Реализовать такой подход позволяет метод сильноточного импульсного магнетронного распыления (СИМР), отличающийся высокой степенью ионизации частиц, распыляемых с поверхности мишени [4]. Вместе с тем, как показывают результаты недавних исследований, применение гибридных технологий осаждения обеспечивает более эффективное управление кинетикой роста покрытий и, как следствие, способствует улучшению их эксплуатационных свойств [5]. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование возможности получения покрытий Ti-Al-Ta-N с улучшенными свойствами с использованием гибридного метода осаждения на основе двухмагнетронной распылительной системы.

Были исследованы 3 партии покрытий Ti-Al-Ta-N, полученные в различных в режимах распыления мишеней TiAl и Ta. В режиме DC-DC обе мишени использовали в условиях магнетронного распыления при постоянном токе (МРПТ). В режиме HP-DC мишень TiAl распыляли с помощью СИМР, а мишень Ta – посредством МРПТ. В режиме DC-HP мишень TiAl распылялась с помощью МРПТ, а мишень Ta с использованием СИМР. Осаждение покрытий осуществляли в смеси газов аргона и азота при общем давлении в рабочей камере 0,3 Па. Толщина покрытий составляла 3,00 ± 0,05 мкм. В режиме СИМР распыление мишеней проводили при коэффициенте заполнения 10% и частоте импульсов 5 кГц. Во всех режимах средняя мощность магнетронного разряда на мишени TiAl составляла 1,5 кВт, а на мишени Ta – 0,25 кВт. Методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, дифракции рентгеновских лучей (излучение CuK_α с длиной волны $\lambda = 1{,}5406$ Å) и наноиндентирования были определены элементный состав, структура и механические характеристики покрытий Ti-Al-Ta-N, соответственно. Анализ морфологии поперечных сечений покрытий был проведен методом сканирующей электронной микроскопии. Трещиностойкость и адгезионную прочность покрытий Ti-Al-Ta-N изучали методом скретч-тестирования. Трибологические испытания покрытий выполняли по схеме шар-по-диску в условиях сухого трения при комнатной температуре.

Проведенные исследования показали, что в режиме HP-DC параметры магнетронного разряда на мишени TiAl характеризуются существенно более высокими пиковыми значениями, чем на мишени Ta в режиме DC-HP. В результате максимальный и средний ионный ток на подложку в режиме HP-DC оказывается в ~3,3 раза выше, чем в режиме DC-HP.

Установлено, что увеличение доли ионов в общем потоке частиц, осаждаемых на подложку в режиме HP-DC приводит к изменению элементного состава покрытий вследствие преимущественного самораспыления легких элементов и снижения скорости распыления мишеней в процессе СИМР. Оба этих фактора способствовали уменьшению содержания Al в покрытиях и росту содержания Ta. Интенсивная ионная бомбардировка покрытий, полученных в режиме HP-DC, вызывает изменение в них преимущественной ориентации кристаллитов с (111), выявленной у покрытий DC-DC и DC-HP, на (220). Ионная бомбардировка покрытий также обусловливает уплотнение микроструктуры покрытий HP-

DC, вследствие чего они характеризуются однородной микроструктурой без столбчатых зерен, характерных для покрытий DC-DC и DC-HP.

Исследования, проведенные методом скретч-тестирования, выявили существенное увеличение трещиностойкости и адгезионной прочности покрытий HP-DC. Комбинация высоких значений данных параметров в сочетании с плотной однородной микроструктурой обеспечила значительное повышение износостойкости покрытия Ti-Al-Ta-N, нанесенного в режиме HP-DC, по сравнению с остальными образцами. Трибологические испытания продемонстрировали, что интенсивность объемного износа данного покрытия снизилась в ~2,6 раза по сравнению с покрытием DC-DC.

Таким образом, проведенные исследования показали, что оптимизация гибридных режимов, комбинирующих распыление в режимах МРПТ и СИМР, позволяет существенно улучшить ключевые характеристики покрытий Ti-Al-Ta-N. В то же время остается не до конца выясненным вопрос о причинах существенного различия свойств покрытий, полученных в режимах HP-DC и DC-HP. Отсутствие заметного улучшения свойств покрытий Ti-Al-Ta-N, нанесенных в режиме DC-HP, может быть связано как со значительно меньшим потоком ионов, бомбардирующих растущее покрытие, так и с меньшей эффективностью передачи энергии адатомам от ионов тантала. В связи с этим, данный вопрос требует проведения дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

1. Hemmati A., Abdoos M., Veldhuis S. C. Developing Ti-Al-Ta-N based coatings: Thermal stability, oxidation resistance, machining performance and adaptive behavior under extreme tribological conditions // Mater. Today Commun. – 2022. – Vol. 31. – P. 103373.
2. Shugurov A., Panin A., Kasterov A. Effect of Ta alloying on isothermal oxidation behavior of DC magnetron sputtered $Ti_{1-x}Al_xN$ coatings on titanium substrate // Surf. Coat. Technol. – 2021. – Vol. 421. – P. 127488.
3. Microstructural evolution during film growth / I. Petrov, P.B. Barna, L. Hultman, J.E. Greene // J. Vac. Sci. Technol. A. – 2003. – Vol. 21. – P. S117-S128.
4. Anders A. Tutorial: Reactive high power impulse magnetron sputtering (R-HiPIMS) // J. Appl. Phys. – 2017. – Vol. 121. – No. 171101. – P. 1-35.
5. Low-temperature growth of dense and hard Ti0.41Al0.51Ta0.08N films via hybrid HIPIMS/DC magnetron co-sputtering with synchronized metal-ion irradiation / H. Fager, O. Tengstrand, J. Lu, et al. // Journal of Applied Physics. – 2017. – Vol. 121. – No. 17. – P. 171902.

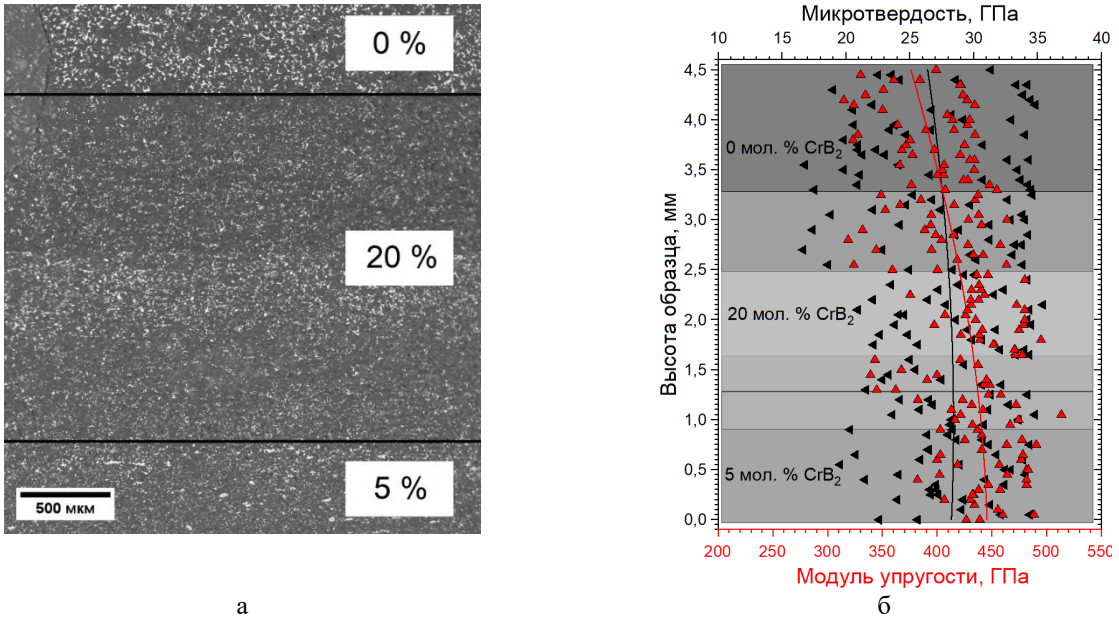
Влияние диффузии на микроструктуру и свойства композитной керамики B_4C-CrB_2

Дик Д.В., Бурхинова Н.Ю.
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Одним из способов увеличения прочностных свойств композитных керамик на основе карбида бора является внедрение сложной структуры внутрь материала для обеспечения зон локальных сжимающих напряжений, вызванных в основном разницей коэффициентов термического расширения фаз композита. Для материалов со сложной иерархичной структурой, такой как структура композит в композите и слоистая градиентная структура, важно исследование наличия и свойств переходных зон на границах с разным составом, вызванных процессами массопереноса.

В данной работе изучено влияние технологических факторов получения композитной керамики карбид бора – диборид хрома с наличием протяженной границы между зонами с различным составом на микроструктуру границы раздела этих зон и их механические свойства. Образцы керамических материалов были получены по технологии, описанной в [1, 2].

Изображения электронной микроскопии и результаты индентирования поверхности слоистого образца с концентрациями 0-20-5 мол.% CrB_2 в изначальных, засыпанных до горячего прессования слоях, представлены на рисунке 1. Массоперенос CrB_2 в слой чистого карбида бора из слоя 20 мол.% CrB_2 прошла на всю его высоту, наблюдается монотонно снижающаяся зависимость механических свойств от координаты Y начиная от границы раздела слоев с 0 и 20 мол. %. Заполнение этого слоя имеет накопительный характер, проникновению добавки вдоль оси Y предшествует накопление достаточной концентрации жидкой фазы. По мере заполнения пористости слоя чистого карбида бора, диборид хрома интенсифицирует процесс спекания карбидборной матрицы. Так как этот процесс напрямую зависит от времени выдержки, то и начальные зоны прохождения диффузии подвергались жидкофазному спеканию дольше. Что дает некоторый сравнительно малый градиент мех. свойств внутри изначально чистого карбидборного слоя.



а б

Рис. 1. Микроструктура (а) и результаты индентирования (б) материала

Методом энергодисперсионного анализа была исследована граница слоев с изначальной концентрацией 0 и 20 мол. % CrB_2. Спектры снимались с областей выше и ниже границы раздела согласно рисунку 2.

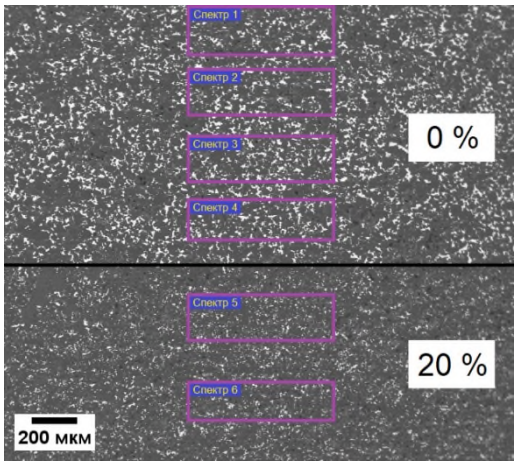


Рис. 2. Расположение спектров EDX анализа образца

В таблице 1 представлены результаты атомного весового анализа в образце.

Таблица. 1. Атомный состав спектров образца вблизи границы раздела слоев с 0 и 20 мол. % CrB_2

Элемент	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4	Спектр 5	Спектр 6
B	69.14	70.70	67.42	72.75	57.97	60.58
C	26.83	25.13	28.18	22.32	40.21	37.15
Cr	4.03	4.16	4.40	4.92	1.82	2.27

Из данных анализа видно, что от границы слоев по направлению движения распространения диффузии диборида хрома в слой чистого карбида бора снижается атомная концентрация хрома, что подтверждает накопительный характер распространения диборида хрома в слой с высокой пористостью.

Значения модуля упругости и твердости, полученные индентированием образца, показывают, что процессы массопереноса могут как повышать при накоплении перенесенного диборида, так и снижать при его уменьшении концентрации механические свойства и их разброс значений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 26-11-00177).

Работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования «Механика» (Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН).

1. Реакционное горячее прессование керамики B_4C-CrB_2 и ее механические свойства / Д. В. Дик, Т. С. Гудыма, А. А. Филиппов [и др.] // Прикладная механика и техническая физика. – 2024. – Т. 65, № 2(384). – С. 81-89.
2. Дик, Д. В. Влияние градиента микроструктуры на модуль упругости и твердость керамики B_4C-CrB_2, полученной методом реакционного горячего прессования / Д. В. Дик, А. А. Филиппов, Н. Ю. Бурхинова // Прикладная механика и техническая физика. – 2025. – № 2(390). – С. 191-195.

Разработка компьютерной модели смешивания частиц измельченной окисленной стальной стружки со сферическим порошком

Дмитриев А.И., Акимов К.О.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе легкоплавких цветных металлов находят широкое применение в качестве конструкционных и коррозионностойких материалов. Однако по причине невысокой температуры плавления механические свойства таких сплавов деградируют вследствие огрубления структуры уже при относительно небольшом нагреве. Чтобы воспрепятствовать данным процессам, в сплавы дополнительно вводят малорастворимые в матрице тугоплавкие твёрдые частицы – оксиды, карбиды, бориды, нитриды и интерметаллиды, которые активно препятствуют процессам рекристаллизации зёрен, повышают твёрдость и прочность матрицы. Однако, указанные частицы относительно дороги в получении и дефицитны.

Наиболее эффективным решением указанной проблемы является попытка использования в многокомпонентных смесях переработанных отходов или побочных продуктов металлообработки (металлическая стружка) машиностроительных предприятий. Её объём в машиностроении достигает десятков миллионов тонн ежегодно, а в авиационной и медицинской промышленности — до 50–80 % массы исходной заготовки [1, 2]. При этом большая часть таких отходов по-прежнему переплавляется или экспортируется как лом, что сопровождается значительными энергетическими и экологическими издержками.

Настоящая работа входит в первый этап проекта, в рамках которого запланировано решение поставленной задачи, и заключается в построении компьютерной модели смешивания порошковых частиц из измельченных фрагментов материалов стружки со стандартным порошком алюминия. Задачей компьютерной модели, использующей метод дискретных элементов и его реализации в пакете Altair-EDEM, является определение режимов смешивания, отвечающих максимально однородному распределению компонентов. При проведении расчетов учтены реальные экспериментальные характеристики частиц, а именно химический состав, распределение по размерам, характерная форма частиц стружки, полученная после процедуры измельчения и охрупчивания, а также механические свойства порошинок алюминия. Для валидации модели используются экспериментальные данные.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 26-19-00195, https://rscf.ru/project/26-19-00195.

1. Enayati M.H., Bafandeh M.R., Nosohian S. Ball milling of stainless steel scrap chips to produce nanocrystalline powder // Journal of Materials Science. – 2007. – Vol. 42. – P. 2844–2848.
2. Mahboubi Soufiani A., Enayati M.H., Karimzadeh F. Fabrication and characterization of nanostructured Ti6Al4V powder from machining scraps // Advanced Powder Technology. – 2010. – Vol. 21. – P. 336–340.

Влияние дисперсности компонентов на электрофизические свойства полимерных композитов на основе полиэтилена высокой плотности и технического углерода

Дроздова Е.А., Рогачев Е.А., Кропотин О.В.
Омский государственный технический университет, Омск

В последние годы наблюдается повышенный интерес научно-исследовательских групп к направлению создания полимерных композитных материалов (ПКМ) с определёнными функциональными характеристиками. Особое внимание уделяется созданию «умных» композитов – ПКМ, обладающих одним или несколькими функциональными свойствами, которые изменяются под влиянием внешних факторов. Эти материалы не нуждаются в автоматическом управлении и контроле, так как способны адаптировать свои свойства в зависимости от условий окружающей среды. [1]. Если говорить о саморегуляции электропроводящих ПКМ, как одном из классов «умных» композитов, то возможность изменения уровня электрического сопротивления ПКМ обусловлена тем, что кристаллизующиеся полимеры обладают значительным положительным температурным коэффициентом сопротивления (ПТК) [2], который обеспечивает возможность электропроводящим ПКМ переходить между изолирующим и проводящим состояниями благодаря изменению их собственного сопротивления в зависимости от температуры композита. [1]. В большинстве случаев для производства электропроводящих ПКМ применяются углеродные наполнители, такие как графит, углеродные нанотрубки, графен, технический углерод (ТУ) и др. [3]. ТУ выделяется как один из наиболее эффективных и доступных электропроводных наполнителей, который обеспечивает гибкое регулирование электрофизических свойств ПКМ ввиду возможности широкого изменения его собственных физико-химических характеристик [4].

Электропроводящие ПКМ, наполненные ТУ, демонстрируют функциональные свойства, которые в значительной степени обусловлены характером распределения наполнителя в полимерной матрице [5]. Изменение дисперсности исходных компонентов приводит к увеличению их удельной поверхности [6], что оказывает существенное влияние на характер межфазных взаимодействий в процессе формирования ПКМ, а также на пространственное распределение частиц наполнителя. В результате, появляется возможность для целенаправленного управления электрофизическими характеристиками композитов. Тем не менее, в открытой научной печати практически отсутствуют сведения о подобных исследованиях [7], а работы, посвященные использованию полимеров в высокодисперсной форме, не представлены. Исследовательская деятельность в области изучения влияния изменения дисперсности компонентов на функциональные свойства ПКМ находится на начальном этапе, что подтверждает высокую актуальность настоящего исследования.

В настоящей работе были проведены исследования по установлению влияния изменения дисперсности исходных компонентов на морфологию и электрофизические характеристики ПКМ на основе полиэтилена высокой плотности, наполненного сверхэлектропроводным ТУ OMCARB CH1000.

Для определения объемного электрического сопротивления ПКМ и изучения морфологии были изготовлены образцы с содержанием CH1000 в полимерной матрице от 4 масс.% до 16 масс.% с шагом 2 масс.%. Поскольку наиболее выраженным ПТК обладают электропроводящие композиты вблизи второго перколяционного перехода [8], то для оценки ПТК композитов были выбраны образцы с содержанием CH1000 в полимерной матрице 10 масс.% и 12 масс.%.

В соответствии с классификацией ПКМ по удельному электрическому сопротивлению [9], для всех исследуемых систем установлены значения массового содержания CH1000, обеспечивающие переходы «изоляторы – антистатики» и «антистатики - проводящие материалы».

Установлено, что при постоянном массовом содержании ТУ в полимерной матрице, меняя дисперсность компонентов, входящих в состав электропроводящих ПКМ на основе

полиэтилена высокой плотности и сверхэлектропроводного ТУ, можно влиять на структуру получаемых композитов, а также менять их электрофизические характеристики.

Полученные результаты могут быть использованы при разработке электропроводящих ПКМ электротехнического назначения, в частности, при создании саморегулирующихся нагревателей и самовосстанавливающихся предохранителей.

Авторы выражают благодарность компаниям ООО «Омсктехуглерод» и ПАО «СИБУР» за предоставленные образцы ТУ OMCARB CH1000 и полиэтилен высокой плотности HD03490PE соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № FSGF-2024-0003.

1. Shchegolkov A.V., Kaminskii V.V., Chumak M.A. Smart Polymer Composites for Electrical Heating: A Review // J. Compos. Sci. – 2024. – Vol. 8(12). – P. 522. – DOI:10.3390/jcs8120522.
2. Markov A.V., Zverev A.E., Markov V.A. Features of the change in the thermal coefficient of electrical resistance upon heating electrically conductive composites of crystallizable polyolefins with carbon black. // Tonk. Khim. Tekhnol. = Fine Chem. Technol. – 2024. – Vol. 19(5). – P. 429–440. – DOI:10.32362/2410-6593-2024-19-5-429-440.
3. Bera M., Gupta P., Maji P.K. Structural/Load-Bearing Characteristics of Polymer-Carbon Composites // Springer Series on Polymer and Composite Materials. – 2019. – P.457-502. –DOI:10.1007/978-981-13-2688-2_13.
4. Кахраманов Н.Т., Аллахвердиева Х.В., Мустафаева Ф.А. Структура и свойства электропроводящих композитов на основе полиолефинов и технического углерода // Композиционные материалы. Журнал прикладной химии. – 2022. – Т. 95. Вып.8. – С.1011-1018. – DOI:10.31857/S0044461822080084.
5. Компаундирование полимеров методом двушнековой экструзии. – СПб: Научные основы и технологии. – 2014. – 184 стр.
6. Изменение морфологии и размеров агломератов технического углерода при механической активации / О.А. Княжева, О.Н. Бакланова, А.В. Лавренов, И.В. Муромцев, М.В. Тренихин, Н.С. Митряева, Г.С. Русских // Журнал прикладной химии. – 2017. – Т. 90. Вып. 12. – С. 1623-1631.
7. The role of mechanoactivation of carbon black nanoparticles in the formation of segregated structure and properties of polymeric conductive nanocomposites / Kh.V. Allahverdiyeva, N.T. Kakhramanov, A.A. Hasanova, N.S. Koseva // ChemChemTech [Izv. Vyssh. Uchebn. Zaved. Khim. Khim. Tekhnol.]. – 2025. – Vol. 68. N 6. – P. 126–133. – DOI:10.6060/ivkkt.20256806.7190.
8. Марков А.В., Чижов А.С. Электропроводящие саморегулирующиеся материалы на основе полиэтиленовых композиций с СВМПЭ и техническим углеродом // Тонкие химические технологии 2019. – Т. 14. № 2. –С. 60–69. – DOI: 10.32362/2410-6593-2019-14-2-60-69.
9. Pang H., Xu L., Yan D.-X., Li Z.-M. Conductive polymer composites with segregated structures // Progress in polymer science. – 2014. – Vol. 39(11) – P. 1908–1933. – DOI:10.1016/j.progpolymsci.2014.07.007.

Влияние системы [поверхностный Ti-Ni-Ta сплав / TiNi-подложка], сформированной аддитивным тонкоплёночным электронно-пучковым способом, на механические свойства тонких проволок из никелида титана

[1]Дьяченко Ф.А., [1]Нейман А.А., [1]Остапенко М.Г., [2]Марков А.Б., [2]Яковлев Е.В., [1]Чепелев Д.В., [1]Мейснер Л.Л.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Томский научный центр СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi), обладающие эффектами памяти формы и сверхэластичности, используют для изготовления миниатюрных изделий медицинского технического назначения. Ключевой проблемой сплавов TiNi является быстрое снижение их эксплуатационных характеристик при знакопеременных циклических нагружениях. Деградация механических и коррозионных свойств связана с накоплением усталостных дефектов в процессе эксплуатации материала. Другим недостатком сплавов TiNi, как медицинских материалов, является возможность выхода ионов никеля в среду человеческого организма, что может вызывать токсические и аллергические реакции последнего на имплантат. Данные проблемы могут быть решены путём модификации поверхности и поверхностных слоёв миниатюрных изделий из этих сплавов.

В настоящем исследовании в ходе циклических и квазистатических испытаниях кручением исследованы механические свойства тонких проволок из сплава TiNi (диаметрами ~950 и ~650 мкм), на поверхности которых синтезировали аморфный поверхностный Ti-Ni-Ta сплав (ПС) толщиной <2 мкм. Синтез ПС осуществляли в едином вакуумном цикле путём 30-кратного чередования операций осаждения легирующей пленки ($Ti_{60}Ta_{40}$ (ат. %), толщиной ~50 нм) и жидкофазного перемешивания системы [пленка/подложка] с помощью импульсного низкоэнергетического сильноточного электронного пучка. В работе обсуждаются результаты о том, что синтез ПС на проволочных TiNi-образцах происходит с формированием разного упруго-напряжённого состояния системы [ПС/TiNi-подложка] в зависимости от масштабного фактора – диаметра образцов. Обнаружено, что при циклических испытаниях, чем меньше диаметр проволоки ($d \approx 650$ мкм), тем большее влияние оказывает ПС на механические свойства TiNi-подложи: повышает на ~25 МПа напряжение начала накопления мартенситной деформации τ_M, улучшает на ~0,1% способность материала накапливать и возвращать неупругую деформацию $\gamma_{СЭ}$. При квазистатических испытаниях до разрушения, чем больше диаметр проволоки ($d \approx 950$ мкм), тем большее влияние оказывает ПС на увеличение предела прочности τ_{max} на ~110 МПа, без влияния на способность TiNi-подложки накапливать максимальную деформацию до разрушения γ_{max}, которая составляет ~31 %. Показано, что в ходе электронно-пучкового синтеза ПС на поверхности проволочных образцов можно сохранять параметры неупругости сплава TiNi и повышать его прочность до разрушения. Приведены результаты о том, что после механических испытаний, а также обратимого мартенситного B2⇄B19′ превращения в результате нагрева образцов, синтезированный ПС не отслаивается от TiNi-подложки, а сопротивление растрескиванию ПС можно обеспечить путём формирования близкого упруго-напряжённого состояния системы [ПС/TiNi-подложка] к исходным образцам TiNi.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

Влияние геометрии облучения импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком на изменение морфологии поверхности и элементного состава в поверхностных слоях сплава ВТ6

[1]Дьяченко Ф.А., [2]Петрив Р.В., [3]Яковлев Е.В., [4]Кизириди П.П, [1]Мейснер Л.Л.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[3]Томский научный центр СО РАН, Томск
[4]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Актуальность настоящих исследований обусловлена необходимостью повышения надежности лопаток компрессора газотурбинных двигателей (ГТД), изготавливаемых из титановых сплавов (в частности, из сплава ВТ6). В процессе эксплуатации данные элементы подвергаются интенсивному эрозионному износу, коррозионному воздействию и повреждениям посторонними предметами, что приводит к зарождению усталостных микротрещин на поверхности деталей. Применение обработок низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП-обработки) позволяют, за счёт изменения морфологии поверхности, структуры и физико-механических свойств поверхностных слоёв, эффективно решать представленные проблемы. Применение новых режимов модификации поверхности сплава ВТ6 НСЭП-обработками, в том числе с использованием разной геометрии облучения, обеспечит повышение надежности лопаток авиационного двигателя, продлевая ресурс работы ответственных узлов отечественной авиационной техники.

Цель работы – исследовать влияние электронно-пучковых обработок на морфологию поверхности и элементный состав образцов сплава ВТ6, вырезанных в продольном и поперечном направлении относительно ориентации проката.

Образцы для исследований изготовлены из промышленного сплава ВТ6 (пруток диаметром ~10 мм). В работе исследованы образцы в форме прямоугольных и круглых пластинок, которые были вырезаны методом электроэрозионной резки. Пластинки были вырезаны в поперечном и продольном направлениях относительно проката. НСЭП-обработки проводили на следующих источниках: 1) модифицированная автоматизированная установка «РИТМ-СП» (Микросплав, Россия, Томск) – аксиально-симметричная геометрия обработок; 2) прототип источника радиально сходящихся НСЭП «МикрЭП» (ИСЭ СО РАН, Россия, Томск) – радиально сходящаяся геометрия обработок. Образцы обработаны в режиме: плотность энергии пучка E = 3,7 Дж/см^2, число импульсов n = 10.

В ходе изучения влияния электронно-пучковых обработок на морфологию поверхности и элементный состав образцов сплава ВТ6, вырезанных в продольном и поперечном направлении относительно ориентации проката методами растровой электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии, было получено, что:

1) поверхности образцов до облучения однородные, с наличием полос, обусловленных предварительной механической шлифовкой поверхности. Элементный состав в исходных образцах в среднем описывается химической формулой: $Ti_{\sim 87}Al_{\sim 10}V_{\sim 3}$ (ат. %).

2) после аксиально-симметричной НСЭП-обработки на поверхности образцов проявилась зёренная структура. Элементный состав составляет $Ti_{\sim 88}Al_{\sim 8}V_{\sim 4}$. Напротив, после радиально сходящейся НСЭП-обработки проявилась зёренная структура, но элементный состав составляет: $Ti_{\sim 87}Al_{\sim 10}V_{\sim 3}$. Сравнение аксиально-симметричной и радиально сходящейся НСЭП-обработок показало, что границы зерен после односторонней обработки поверхности сформировались более отчетливее.

3) обнаружено, что ориентация образцов относительно проката не влияет на морфологию поверхности и элементный состав до и после НСЭП-обработок разной геометрии.

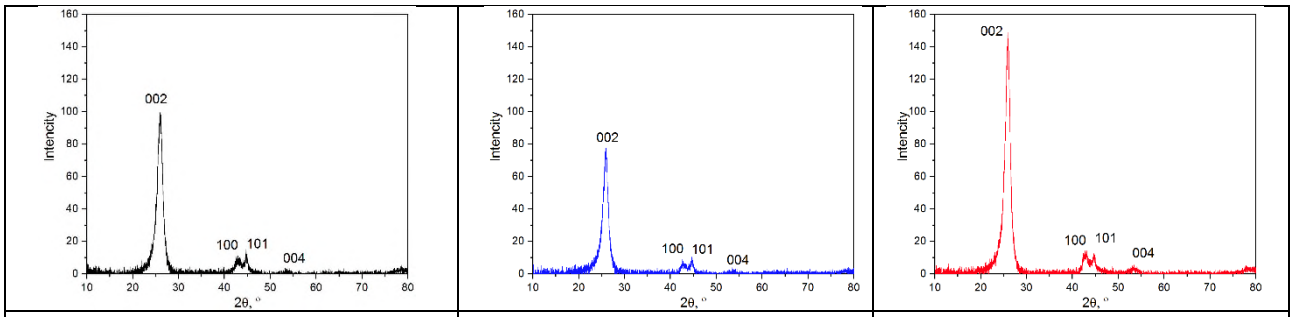
Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

Рентгеноструктурный анализ структуры, размеров кристаллитов и деформаций МУНТ методом Вильямсона–Холла

Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н., Сапежинская Т.А., Бобенко Н.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Модифицированные окислением и размолом многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) структурно сильно неоднородны, со множеством межкристаллитных интерфейсов, поверхностных дефектов и деформаций [1, 2]. В этих условиях рентгенограммы представляются сильно уширенными пиками интенсивности. Обычно это уширение рассматривается в однопараметрической модели Шеррера, в которой считается, что оно обусловлено конечными размерами кристаллита L_a и пропорционально $1/L_a$. Это верно для исключительно малых L_a, когда вклад в уширение $1/L_a$ – главный. При наличии нескольких равнозначных факторов уширения пиков интенсивности это неверно. Для детального и объективного анализа структуры МУНТ в последнем случае необходимо использовать более точный метод, например, метод Вильямсона–Холла [3], разделяющий вклады размера кристаллитов (L_c, L_a) и деформации. В данной работе проведено комплексное исследование МУНТ методом рентгеновской дифракции на трёх различных структурных образцах: исходные CVD трубки (S1), молотые (S2) и окисленно-молотые (S3). Рентгеноструктурный анализ выполнен при излучении Cu $K_{\alpha 1}$, $\lambda_0 = 1{,}54056$ Å.

На рисунке 1 представлены рентгенограммы исследуемых образцов, соответствующие гексагональной структуре.



а б в

Рис. 1. Рентгенограммы исходных S1 (а), молотых S2 (б) и окисленных молотых S3 (в) трубок, соответствующие гексагональной структуре

Пик (002), отражающий наличие ближнего порядка вдоль гексагональной оси, во всех трех образцах существенно сдвинут относительно эталонного (002) пика графита и уширен. Для корректного разделения размерного и деформационного вкладов в интегральное уширение пика $\beta(2\theta)$ использовалось уравнение в рамках метода Вильямсона–Холла.

В таблице 1 приведены структурные параметры МУНТ по данным анализа пика (002).

Таблица 1. Характеристики пика (002)

S / (002)	S1	S2	S3
2θ	25,9	26,0	26,2
d	0,344	0,342	0,341
ε	0,027	0,021	0,018
β	0,031	0,036	0,038
L_c	23,17	8,69	6,62

Исходные МУНТ демонстрируют максимальную длину когерентности вдоль гексагональной оси ($L_c = 23{,}17$ нм) и значительную деформацию растяжения ($\varepsilon = 0{,}027$). Это связано с агломерацией МУНТ и термоупругими деформациями: при понижении температуры ($\partial T/\partial t < 0$) возникает температурный градиент между поверхностью и внутренними слоями.

Для образца S2 деагломерация при размоле перераспределяет напряжения, что сопровождается разрушением внутренних слоев. В данном случае L_c снижается до 8,69 нм, ε – до 0,021. Окисление перед измельчением вводит карбоксильные группы, которые перераспределяют поверхностный заряд, уменьшая L_c до 6,62 нм и деформацию до 0,018. Это объясняется усилением внутрислоевых кулоновских взаимодействий и межслоевых связей.

Результаты исследования рефлексов (100) и (101) приведены на рисунке 2 и в таблице 2.

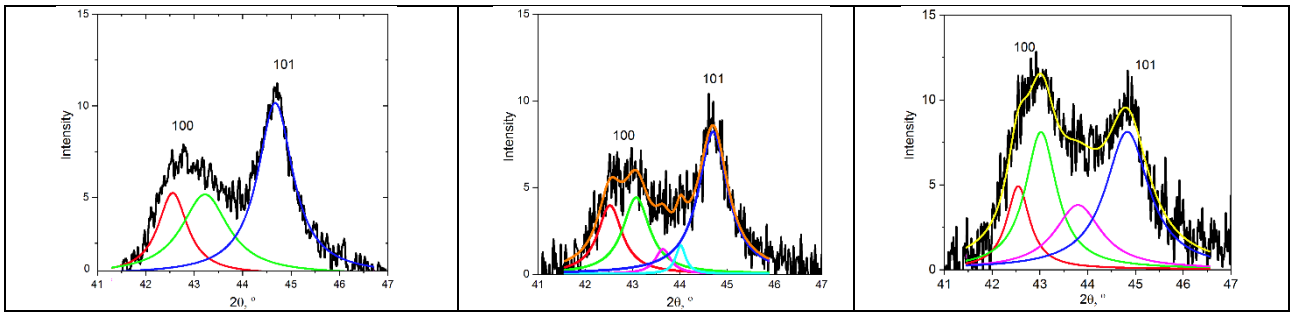


Рис. 2. Рентгеновские интенсивности пиков (100) и (101) и их разложение на лоренцианы

Таблица 2. Характеристика пиков (100), (101)

	(100)			(101)		
Образец	S1	S2	S3	S1	S2	S3
2θ	42,95	42,89	42,92	44,67	44,71	44,67
a	0,210	0,210	0,210	0,203	0,203	0,203
ε	0,014	0,014	0,014	0,005	0,005	0,005
β (β_{FW})	0,036	0,044	0,030	0,022	0,025	0,036
L_a^{WH}	10,30	6,60	17,40	-	-	-
L_a^{Sh}	6,50	5,33	7,86	13,94	12,22	8,49

Анализ рефлексов базисной плоскости (100, 101) для всех образцов выявляет сложные паттерны лоренцевой деконволюции, указывающие на сосуществование кристаллитов типа "кресло" и "зигзаг". Модификация окислением и размолом приводит к понижению симметрии и формированию доменных структур с орторомбической (D_2h) и ромбоэдрической (R) симметрией. Этот процесс вызван образованием термодинамически равновесных однодоменных структур при наличии внутренних напряжений. Присоединение карбоксильных групп при окислении способствует образованию стабильных дефектов Стоуна–Уэльса у зигзагообразных краев кристаллитов, что не дает им разрушаться при размоле и приводит к сочетанию минимального L_c (6,62 нм) и максимального L_a (17,40 нм).

Применение метода Вильямсона–Холла позволило установить, что расчет по Шерреру систематически занижает размер кристаллитов в МУНТ, не учитывая существенный вклад микродеформаций (ε ~ 0,018–0,027). Установлено, что эволюция структуры при модификации определяется переходом от термодинамически стабильных агломератов (S1) к деструкции слоев при размоле (S2) и, далее, к упрочнению плоскостной структуры за счет кулоновских взаимодействий и дефектов Стоуна–Уэльса при окислении (S3).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0004.

1. Carbon nanotubes: properties, synthesis, purification, and medical applications / A. Eatemadi, H. Daraee, H. Karimkhanloo, M. Kouhi, N. Zarghami, A. Akbarzadeh, M. Abasi, Y. Hanifehpour, S.W. Joo // Nanoscale Res. Lett. – 2014. – Vol. 9. – P. 393–406. – DOI:10.1186/1556-276X-9-393.

2. Review of carbon nanotube research and development: Materials and emerging applications / K.J. Hughes, K.A. Iyer, R.E. Bird, J. Ivanov, S. Banerjee, G. Georges, Q.A. Zhou // ACS Appl. Nano. Mater. – 2024. – Vol. 7. – P. 695–713. – DOI:10.1021/acsanm.4c02721.

3. Nath D., Singh F., Das R. X-ray diffraction analysis by Williamson-Hall, Halder-Wagner and size-strain plot methods of CdSe nanoparticles- a comparative study // Mater. Chem. Phys. – 2020. – Vol. 239. – № 122021. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2019.122021.

Деформация градиентных 3D образцов с ауксетической структурой при одноосном сжатии и растяжении

Ежов И.В., Сахаров Н.А., Казанцева Н.В.
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Метаматериалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетики) в настоящее время рассматриваются как перспективный класс конструкционных и функциональных материалов, которые демонстрируют выдающиеся характеристики энергопоглощения, сопротивления удару и вибрации. Особый интерес представляет сравнение различных топологий в условиях знакопеременных нагрузок. Поведение ауксетиков при сжатии и растяжении может кардинально отличаться из-за геометрической нелинейности и эффектов потери устойчивости элементов.

В работе представлены результаты испытаний образцов размером 30×30×60 мм с ленточной и стержневой топологией элементарной ячейки. В моделировании были использованы образцы из изотропного PLA-пластика и характеризовались градиентом толщины стенок 1 и 1,5 мм; экспериментальные образцы были получены методом FDM из PLA пластика с диаметром нити 1.75 мм с помощью 3D принтера Picaso 3D Designer XL PRO. Деформация сжатием была выполнена в центре коллективного пользования ИФМ УРО РАН на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью 6 мм/мин.

Численное моделирование процесса упругого сжатия образцов выполнено в пакете COMSOL Multiphysics с использованием модуля Solid Mechanics. Решалась стационарная задача линейной теории упругости для изотропного материала. Математическая постановка задачи включает систему уравнений теории упругости. Связь между тензором малых деформаций ε_{ij} и вектором перемещений u описывается геометрическими уравнениями Коши:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right), \quad (1)$$

Физическое уравнение состояния для линейно-упругого изотропного материала имеет вид:

$$\sigma_{ij} = \lambda\varepsilon_{kk}\delta_{ij} + 2\mu\varepsilon_{ij}, \quad (2)$$

где σ_{ij} – тензор напряжений Коши, λ и μ – коэффициенты Ламе.

Граничные условия моделирования на нижней грани:

$$u_x = u_y = u_z = 0, \quad (3)$$

на верхней грани образца задано перемещение вдоль оси сжатия:

$$u_z = -\Delta h, u_x = u_y = 0, \quad (4)$$

боковые поверхности свободны от внешних нагрузок.

Система уравнений (1)–(2) с указанными граничными условиями решалась методом конечных элементов относительно компонент вектора перемещений u.

По результатам численного эксперимента были определены механические характеристики при нормальных напряжениях $\sigma_{misses} = \sigma_y = 35$ MPa (см. таблица 1):

Таблица 1. Результаты численного моделирования

Образец	Вид испытания	Δh; мм	N, Н	ν_a
Ленточный	Растяжение	0,201311	11,30444	-1,98248
	Сжатие	0,201311	11,30444	-1,51129
Стержневой	Растяжение	0,111728	0,476443	-2,0406
	Сжатие	0,111728	0,483258	-1,29884

Полученные результаты моделирования анализируются и сравниваются с результатами эксперимента.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 26-29-20322 и Правительства Свердловской области.

Структура и свойства сварных соединений композитов ПЭЭК/КУВ при варьировании параметров ультразвуковой сварки

[1]Зеленков А.А., [1]Алексенко В.О., [1,2]Панин С.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Томский политехнический университет, Томск

Современные композиционные материалы на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК), армированные углеродными волокнами, обладают высокой прочностью и термостойкостью, что делает их востребованными в авиационной и других высокотехнологичных отраслях. Особенностью композитов на основе ПЭЭК является возможность многократной переработки материала благодаря его термопластичной природе, что выгодно отличает их от термореактивных матриц. При этом армирование углеродными волокнами значительно повышает механические характеристики композитов. Важно, что для слоистых композитов (ламинатов) структура межслоевых границ раздела остаётся ключевым фактором, определяющим статическую и циклическую прочность [1]. Один из инновационных подходов к формированию неразъемных соединений (УЗ-сварка) либо послойной консолидации ламинатов (УЗ-консолидация) из препрегов на основе термопластических связующих основан на приложении ультразвуковых (УЗ) колебаний. Этот процесс заключается в воздействии высокочастотных механических колебаний рабочего инструмента (сонотрода) на стыкуемые поверхности в условиях давления прижима, что приводит к локальному нагреву с последующим соединением компонентов без значительного (термически индуцированного) повреждения соединяемых материалов. УЗ-сварка активно применяется для соединения термопластичных материалов, включая создание композиционных деталей, благодаря высокой скорости процесса, возможности снижения дефектности соединений и минимизации остаточных напряжений [2].

Целью настоящей работы является исследование влияния толщины ПрЭн, условий, а также режимных параметров УЗ-сварки на формирование структуры и прочность на межслоевой сдвиг неразъемных соединений композиционных материалов на основе ПЭЭК, дисперсно-наполненных (армированных) КУВ.

Для изготовления образцов композиционного материала компоненты соединяли методом сухого смешения. В качестве матричного материала использовали порошок ПЭЭК (со средним размером частиц 50 мкм, 770PF, Китай). В качестве наполнителя использовали КУВ диаметром 10 мкм и длиной 2 мм (ООО «ЗУКМ», Челябинск). Волокна использовали в исходном состоянии без предварительного отжига, т.е. с технологическим аппретом на поверхности (для эпоксидных связующих). Соотношение компонентов в композите (ПЭЭК/РУВ) составляло 60 вес. % полимера и 40 вес. % РУВ.

Для ультразвуковой сварки использовали станок УЗПС-7 (ООО «СпецмашСоник», Россия). Амплитуда УЗ-осцилляций была постоянной 10 мкм. Частота УЗ-колебаний составляла 20 кГц. Параметры режима УЗ-воздействия приведены в таблице 1.

Таблица 1. Кристаллографические плоскости и направления преимущественного скольжения

Режим УЗ-сварки	Время УЗ-сварки, мс.	Давление прижима, атм.	Толщина ПрЭн, мкм
Способ №1, плоская наковальня	800, 1000, 1200	1,7	0, 100, 250
Способ №2 сферическая наковальня	600, 800, 1000	1,0	0, 100, 250
Способ №3 – многоточечная сварка (сферическая наковальня)	800	1,0	0, 100, 250

Оценку прочности на сдвиг соединенных внахлест пластин композита ПЭЭК/РУВ проводили согласно ASTM D5868. Испытания проводили на разрывной электромеханической машине Instron 5582. Скорость перемещения подвижного захвата составляла 13 мм/мин. Для

расчета прочности на сдвиг соединения внахлёст τ (LSS) использовали выражение:

$$LSS=P/F \quad (1)$$

где P – разрушающая нагрузка, Н; F – площадь контакта УЗ-сваренных пластин, мм^2.

Исследование топографии поверхностей разрушения проводили на оптическом микроскопе Neophot 2 (Carl Zeiss Jena, Германия), оборудованном цифровой камерой Canon EOS 550D (Canon Inc., Япония) и растровом электронном микроскопе “Apreo 2 S” SEM (Thermo Fisher Scientific, Waltham, MA, USA).

На рисунке 1 представлено схематическое изображение механизмов образования сварного шва при ультразвуковой сварке при использовании ПрЭн. При УЗС полимеров и композитов на их основе, зону соединения принято разделять на три основные области: NZ (nugget zone) - зона сварного шва; TMAZ (thermo-mechanically affected zone) - зона термомеханического влияния; HAZ (heat-affected zone) –зона термического влияния.

а б

Рис. 1. Схематическое изображение механизмов образования сварного шва при ультразвуковой сварке: плоская (а) и сферическая (б) наковальня

Установлено, что при УЗ-сварки композитов ПЭЭК/УВ с использованием плоской наковальни (Способа №1), нагрев концентрируется на периферии зоны сварки из-за интенсивного трения в условиях меньшего стеснения. Наилучшие показатели процесса обеспечивает применение ПрЭн 100 мкм при длительности УЗ-воздействия 800 мс. Это позволяет сформировать зону сплавления площадью 250 мм² (62,5 % от площади контакта) с прочностью свыше 11 МПа. Разрушение по основному материалу подтверждает, что предел адгезионной прочности шва превысил когезионную прочность композита

Показано, что использование сферической геометрии наковальни (Способ №2) обеспечивает высокую концентрацию энергии в центре зоны контакта. При сварке образцов без ПрЭн достигаются пиковые значения разрушающих напряжений, однако малая площадь соединения ограничивает несущую способность на уровне 3000 Н. Использование ПрЭн 100 мкм (при $t_{УЗ}$=1000 мс) обеспечивает достижение прочности на межслойный сдвиг τ ~52 МПа при нагрузке 4900 Н. Максимальные показатели несущей способности (свыше 6000 Н) зафиксированы при использовании ПрЭн 250 мкм, где при умеренной удельной прочности (более 40 МПа) достигается наибольшая эффективная площадь соединения.

Установлено, что многоточечная ультразвуковая сварка композитов ПЭЭК/УВ без использования проводника энергии обеспечивает максимальную структурную целостность соединения. Удельное разрушающее напряжение в этом случае достигает 30,8 МПа, что в 2–3 раза выше показателей соединений, полученных по традиционной технологии с ПрЭн.

Работа выполнена в рамках государственного заданиям ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

1. Композиты на основе суперконструкционных полимеров / С.В. Панин, В.О. Алексенко, Д.Г. Буслович и др. – Томск : Изд.-во ТГУ, 2025. – 300 с.

2. Ultrasonic welding of thermoplastic composites: A comparison between polyetheretherketone and low-melt polyaryletherketone as resin in the adherends and energy directors / C.B.G. Brito, J. Teuwen, C.A. Dransfeld, I.F. Villegas // Composites Part B: Engineering. – 2025. – Vol. 296. – P. 112264.

Влияние обработки воздушной плазмой на удельную работу расслоения арамидных композитов

[1]Зыонг В.Ш., [2,3]Космачев П.В., [1,3]Панин С.В.

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В последнее время значительно возросло использование высокоэффективных термопластичных (ТП) полимеров в аэрокосмической отрасли, особенно в композитах, армированных волокнами, в качестве замены термореактивным полимерам и авиационным сплавам металлов. Современные термопластичные композиты, включая композиты на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК), полиэфиркетонкетона (ПЭКК), полиарилэфиркетона (ПАЭК) полифениленсульфида (ПФС) и полиэфиримида (ПЭИ), обладают множеством существенных преимуществ перед своими термореактивными аналогами, включая высокую трещиностойкость и ударопрочность, отличную термостойкость, хорошую возможность переформования и вторичной переработки, короткий производственный процесс и неограниченное время хранения [1-2].

Арамидное волокно (АрВ) является одним из лучших армирующих материалов для высокопроизводительных композитов, но из-за высокой степени кристалличности и относительно инертной химической структуры способность к связыванию между матрицей и поверхностью волокна недостаточно высока. Поэтому необходимо модифицировать поверхность арамидных волокон для улучшения их сцепления [3, 4]. Плазменная обработка является одним из самых высокотехнологичных и экологически безопасных методов модификации поверхности волокон. Она приводит к активации поверхности волокон: образуются и закрепляются функциональные полярные группы, а также повышается поверхностная энергия волокон. Одновременно с этим увеличивается шероховатость поверхности, что улучшает механическую составляющую взаимодействия между полимером и волокном [5-6].

Целью данной работы является установление влияния обработки воздушной плазмой на удельную работу расслоения арамидно-волокнистого композита.

В данной работе исследовано влияние атмосферной воздушной плазмы (АВП) и воздушной плазмы низкого давления (ВПНД) на удельную работу расслоения арамидно-волокнистых композитов на основе ПФС, ПЭИ и ПЭЭК. Метод испытания на расслоение образца в виде двухконсольной балки (ДКБ) по границе раздела между слоями с определением характеристики удельной работы расслоения в условиях отрыва (мода I) G_{IC}. Удельная работа расслоения представляет собой предел отношения изменения упругой энергии, накопленной в образце при его нагружении, к бесконечно малому приращению площади межслойной трещины. Образцы ДКБ, подготовленные в соответствии с ASTM D5528 [7].

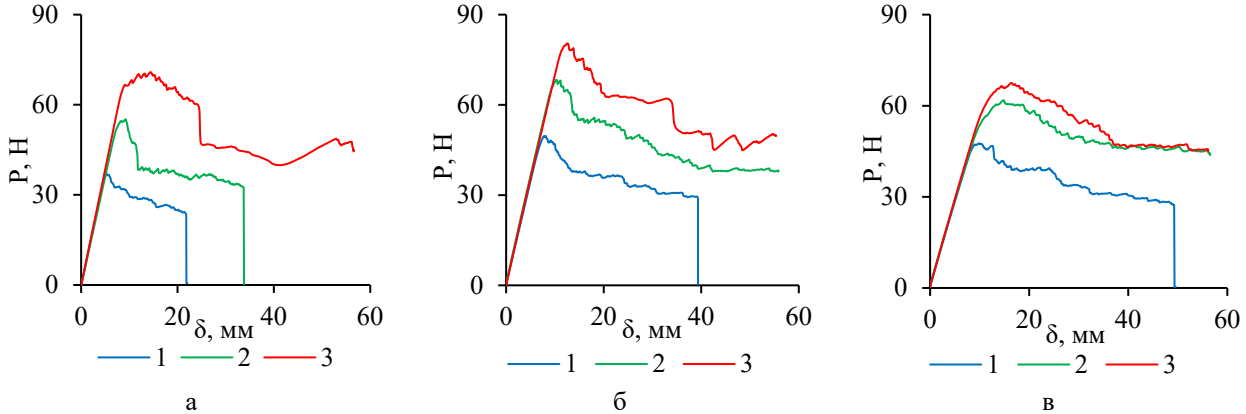


Рис. 1. Зависимости нагрузки от величины раскрытия трещины для композитов на основе ПФС (а), ПЭИ (б) и ПЭЭК (в) с разными режимами обработки волокон: без обработки (1), ВПНД (2) и АВП (3)

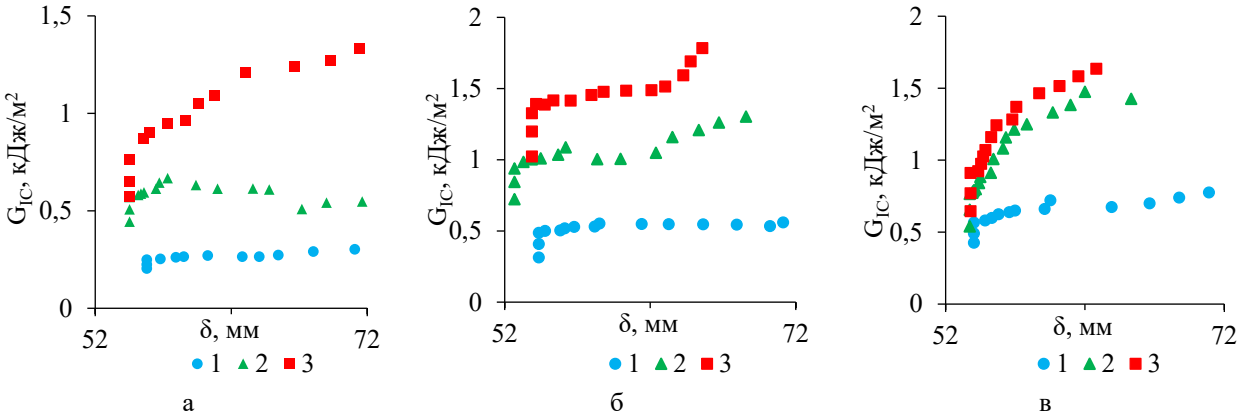


Рис. 2. Зависимости вязкости разрушения от величины раскрытия трещины для композитов на основе ПФС (а), ПЭИ (б) и ПЭЭК (в) с разными режимами обработки волокон: без обработки (1), ВПНД (2) и АВП (3)

Было установлено, что обработка плазмой во всех случаях приводила к увеличению выдерживаемой нагрузки. Для композита ПФС/АрВ, при обработке плазмой максимальная нагрузка увеличивается до 71,1 ± 3,4 Н (АВП) и 60,1 ± 5,6 Н (ПНД). Согласно рисунку 1, видно, что по сравнению со значением максимальной нагрузки у образцов из необработанных тканей, которое составляло всего 40,6 ± 3,8 Н, соответствующий рост составил 75% (АВП) и 48% (ВПНД). Аналогично, вязкость разрушения от длины трещины также увеличилась после обработки плазмой. G_{IC} при P_{NL} увеличилась с 243 Дж/м^2 до 671 Дж/м^2 (178%) при обработке АВП, в то время как обработка ВПНД дала результат 456 Дж/м^2 (89%). G_{IC} при P_{VIS} и $P_{5\%}$ резко возрастает с 268 и 285 Дж/м^2 до 763 (185%) и 869 (205%) Дж/м^2, 518 (94%) и 582 (104%) Дж/м^2 соответственно (см. рис. 2). Для композитов ПЭИ/АрВ и ПЭЭК/АрВ вязкость разрушения от длины трещины также значительно увеличилась после обработки обоими типами плазмы (см. рис. 2). Полученные данные свидетельствуют о существенном повышении адгезионной прочности на границе раздела «арамидная ткань – полимерная матрица» в результате плазменной модификации. Указанный эффект обусловлен двумя сопряжёнными механизмами: во-первых, возрастанием шероховатости поверхности арамидных волокон, а во-вторых, генерацией дополнительных функциональных групп на их поверхности, что в совокупности способствует интенсификации межфазного взаимодействия.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2025-0021.

1. Pure (I and II) and mixed-mode (I+II) fracture characterisation of unidirectional AS4/Low-melt-Polyaryletherketone TM polymer composites / R. Pereira, M. de Moura, R. Moreira, N. Correia // Journal of Reinforced Plastics and Composites. – 2023. – Vol. 43. – P. 1393–1404. – DOI:10.1177/07316844231207749
2. The development of high performance hybrid joints between epoxy composites and PEEK/PPS composites: The mode-II and mix mode-I/II fracture behaviour / D. Quan, G. Zhao, G. Wang, R. Alderliesten // Composite Structures. – 2022. – Vol. 292. – P. 115638. – DOI:10.1016/j.compstruct.2022.115638.
3. Studies of physio-chemical changes of dielectric barrier discharge plasma treated aramid fibers / S. Jethva, F. Bhabhor, C. Patil, V. Desai, A. Zala, N. Chandwani, C. Balasubramanian, N.I. Jamnapara // Vacuum. – 2023. – Vol. 215. – P. 112313. – DOI:10.1016/j.vacuum.2023.112313.
4. Effects of Air Plasma Modification on Aramid Fiber Surface and Its Composite Interface and Mechanical Properties / T. Xu, Z. Qi, Q. Yin, Y. Jiao, L. An, Y. Tan // Polymers. – 2023. – Vol. 14. – P. 4892. –DOI:10.3390/polym14224892.
5. Structure and deformation behavior of polyphenylene sulfide-based laminates reinforced with carbon fiber tapes activated by cold atmospheric plasma // Polymers. – 2023. – Vol. 16. – DOI: 10.3390/polym16010121.
6. Influence of Plasma Modification of Basalt Fibers on the Physical and Mechanical Characteristics of Peek-Based Laminates / P.V. Kosmachev, S.V. Panin, I.L. Panov, L.K. Shaimerdenova, A.E Vinnik // Russian Physics Journal. – 2023. – Vol. 65. – P. 2193–2200. – DOI:10.1007/s11182-023-02889-1
7. ASTM D5528-13. Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites. – 2013. – 1. – 1. DOI: 10.1520/D5528-13.

Деформационное поведение 3D-напечатанных титаноматричных композитов TiC/Ti-6Al-4V при скретч-тестировании

Казаченок М.С., Панин А.В., Шугуров А.Р.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

В работе исследованы механизмы пластического оттеснения при царапании образцов титанового сплава Ti-6Al-4V и титаноматричного композита TiC/Ti-6Al-4V, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Для получения композита TiC/Ti-6Al-4V титановую проволоку предварительно подвергали диффузионному насыщению углеродом в порошковой среде.

Показано, что микроструктура 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V состоит из столбчатых первичных β зерен, средний продольный и поперечный размер которых составляет 5 и 1,5 мм соответственно. Внутри первичных β зерен наблюдаются рейки α/α′-Ti толщиной ~1 мкм, разделенные прослойками остаточной β фазы и собранные в пакеты. Микроструктура титаноматричного композита TiC/Ti-6Al-4V представлена столбчатыми первичными β зернами, поперечные размеры которых не превышают 100 мкм, также содержащими рейки α/α’ фазы близкой толщины. По границам и внутри первичных β зерен образцов TiC/Ti-6Al-4V выявляются цепочки частиц TiC со средним поперечным размером 1 мкм. Содержание фазы TiC в образцах TiC/Ti-6Al-4V составляет 5%.

Согласно результатам наноиндентирования, твердость и модуль упругости образцов Ti-6Al-4V составляют 3,8 и 133 ГПа соответственно. ТМК TiC/Ti-6Al-4V обладает более высокими значениями твердости (5,6 ГПа) и модуля упругости (143 ГПа). Вследствие более высокого соотношения H/E, титаноматричные композиты TiC/Ti-6Al-4V характеризуются более высокой степенью упругого восстановления отпечатка при наноиндентировании.

Установлено, что пластическая деформация образцов Ti-6Al-4V и TiC/Ti-6Al-4V при скретч-тестировании развивается по механизму пластического оттеснения материала как самим индентором, так и частицами износа, обусловливающими бороздчатый рельеф на поверхности царапины. Интенсивная деформация валика оттесненного материала и его намазывание на поверхность царапины приводят к флуктуациям остаточной глубины царапины, которая усиливается с увеличением скорости царапания. Карбидные включения приводят к уменьшению глубины царапины и высоты навалов в образцах TiC/Ti-6Al-4V при скретч-тестировании.

С ростом скорости царапания увеличивается доля упругой деформации в общей деформации образцов Ti-6Al-4V и TiC/Ti-6Al-4V, а, следовательно, уменьшаются максимальная глубина внедрения индентора в процессе царапании и остаточная глубина царапины.

Продемонстрировано влияние карбидных включений на пластическую деформацию титаноматричного композита TiC/Ti-6Al-4V, развивающуюся на различных масштабных уровнях. На макроуровне влияние карбидных частиц проявляется в повышении средних значений механических характеристик (твердость и модуль упругости) образцов TiC/Ti-6Al-4V, которые определяют их деформационное поведение и геометрические размеры царапины. На мезомасштабном уровне наличие карбидных включений снижает интенсивность абразивного износа внутри царапины. На микромасштабном уровне карбидные частицы являются эффективным барьером для скольжения дислокаций в образце TiC/Ti-6Al-4V, обусловливая уменьшение объема материала, испытывающего пластическую деформацию.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 24-19-00604.

Влияние объемной плотности энергии при селективном лазерном плавлении на кристаллографию стали 17-4 PH

Калиненко А.А., Никитин И.С., Воропаева Е.А., Семенюк А.О., Черниченко Р.С., Долженко П.Д., Борисов С.И., Зуйко И.С., Миронов С.Ю.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), Белгород

Исследование было предпринято с целью выявления корреляции между объемной плотностью энергии при селективном лазерном плавлении (СЛП) и результирующей эволюцией микроструктуры высокохромистой стали 17-4 PH. Основной фокус исследования был сконцентрирован на кристаллографических аспектах микроструктурных изменений в процессе СЛП. Были исследованы образцы размерами 20×10×7 мм^3, полученные в среде азота, с использованием полосовой ротационной стратегии с поворотом на 67° при толщине порошкового слоя 30 мкм, шаге сканирования 50 мкм, скорости сканирования 1,5 м/с и мощности лазерного излучения 200 Вт (объемная плотность энергии 89 Дж/мм^3), а также скорости сканирования 0,5 м/с и мощности лазерного излучения 150 Вт (объемная плотность энергии 200 Дж/мм^3). Для исследований был применен метод ориентационной микроскопии (в зарубежной литературе этот метод известен как «EBSD»).

Было установлено, что аддитивный материал характеризовался наличием типичной для кристаллизации кристаллографической текстуры <100>, ориентированной в направлении роста (HP) заготовок. Однако, увеличение плотности энергии обеспечивает формирование дополнительной компоненты текстуры <111>//HP, что было обусловлено смещением области преимущественной кристаллизации с нижней части локальных ванн расплава на их боковую поверхность. Фазовое превращение δ-феррит → аустенит → мартенсит преимущественно имело место на границах между локальными ваннами расплава. Это позволяет предположить, что распад δ-феррита в ходе СЛП был в основном обусловлен эффектом термоциклирования.

Показано, что превращение δ-феррита в аустенит управлялось смешанным ориентационным соотношением Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана. Фазовое превращение характеризовалось наличием выраженной селекции кристаллографических вариантов с преимущественным образованием пар вариантов, связанных с двойникованием. Предположено, что данный эффект был связан с высокими остаточными напряжениями в δ-феррите. Однако, с увеличением плотности энергии СЛП эффект селекции кристаллографических вариантов становился менее выраженным вследствие уменьшения остаточных напряжений в δ -феррите.

Вследствие того, что фазовые превращения в ходе СЛП управлялись ориентационными соотношениями, конечная мартенситная микроструктура частично унаследовала кристаллографическую текстуру δ-феррита, т.е. имела место текстурная наследственность. Селекция вариантов в ходе мартенситного превращения была гораздо менее выраженной, чем при аустенитном превращении. Тем не менее, данный эффект также имел место и был обусловлен как аккомодацией упругой энергии превращения, так и снижением энергии межвариантных границ. Увеличение плотности энергии оказало лишь незначительное влияние на мартенситное превращение.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № FZWG-2026-0005 «Разработка научных основ оптимизации селективного лазерного плавления и последующей термической обработки дисперсионно-твердеющей мартенситной стали 17-4 PH». Экспериментальные исследования проводились на оборудовании Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

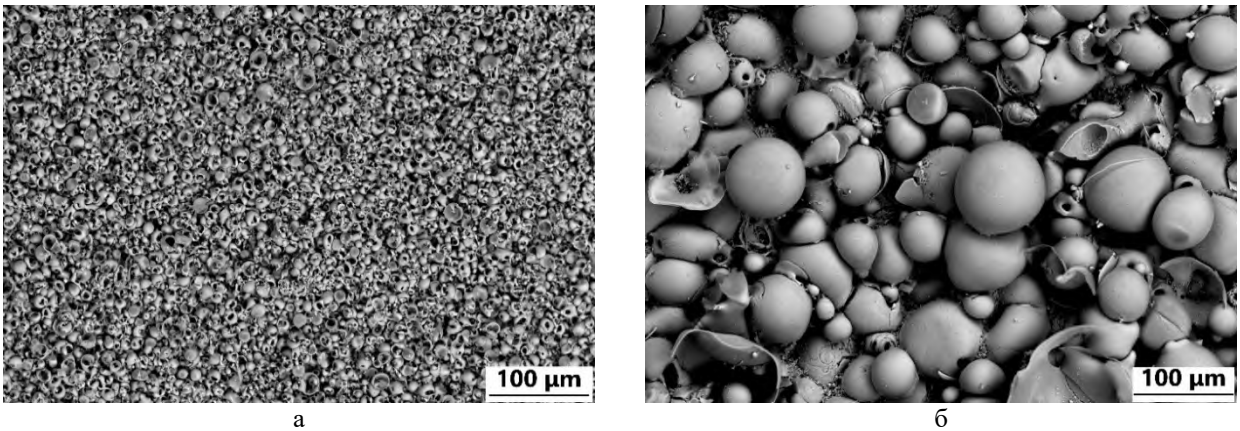
Влияние коэффициента заполнения импульсов на микроструктуру, фазовый состав и свойства Zn-замещённых гидроксиапатитных МДО-покрытий на низкомодульном сплаве Ti-45Nb для биомедицинских имплантатов

Кашин А.Д., Попова К.С., Просолов К.А., Химич М.А., Лугинин Н.А., Шаркеев Ю.П.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Сплавы системы Ti-Nb являются перспективными низкомодульными материалами для ортопедических имплантатов благодаря низкому модулю упругости (~62 ГПа для Ti-45Nb), высокой коррозионной стойкости и отсутствию токсичных легирующих элементов [1]. Однако их биоинертность ограничивает эффективность остеоинтеграции, что требует разработки методов поверхностной модификации [2]. Микродуговое оксидирование (МДО) в кислых электролитах, содержащих дисперсные частицы цинк-замещённого гидроксиапатита (Zn-ГА), позволяет формировать биоактивные кальций-фосфатные покрытия с антибактериальными и остеогенными свойствами [3].

Электрические параметры МДО, в частности коэффициент заполнения импульсов (duty cycle), определяют энергию, вносимую за один импульс, и, следовательно, влияют на морфологию, толщину, фазовый состав и функциональные свойства покрытий [4]. Однако систематические исследования влияния коэффициента заполнения на формирование покрытий на низкомодульных Ti-Nb сплавах в литературе отсутствуют. В настоящей работе впервые изучено влияние коэффициента заполнения импульсов (1-20%) при постоянном напряжении (300 В), частоте (125 Гц) и времени обработки (10 мин) на структуру, фазовый состав, адгезионную прочность и коррозионную стойкость Zn-ГА покрытий, сформированных на ультрамелкозернистом сплаве Ti-45Nb.

Показано, что толщина покрытий возрастает с увеличением коэффициента заполнения: от ~40 мкм при 1% до ~220 мкм при 20%. Установлено, что покрытия имеют характерную сфероидальную морфологию, обусловленную физико-химическими процессами в зоне плазменных микроразрядов (рис. 1). С увеличением duty cycle размер сферолитов возрастает и, как следствие, уплотняется их упаковка. Начиная с 5% коэффициента заполнения, внутри разрушенных сферолитов формируются характерные кристаллические структуры (ламеллярные, игольчатые, дендритные), что свидетельствует о локальной кристаллизации кальций-фосфатной фазы. Поперечные шлифы покрытий демонстрируют развитую внутреннюю пористость с порами различной морфологии и размеров, при этом граница раздела покрытие/подложка остаётся чёткой и бездефектной для всех режимов.



а б

Рис. 1. СЭМ-изображения поверхности Zn-ГА микродугового покрытия, нанесённого с коэффициентом заполнения импульсов 1% (а) и 20% (б) (увеличение – 500х)

Энергодисперсионным микроанализом (ЭДС) установлено, что основными элементами в покрытиях являются O, Ca и P, причём распределение элементов коррелирует с наблюдаемой структурной неоднородностью: в зонах кристаллизованных структур (внутри разрушенных сферолитов) фиксируется значительное повышение содержания Ca. Методом

рентгенофазового анализа (РФА) идентифицированы основные фазовые составляющие покрытий, а также проанализирована зависимость степени кристалличности покрытий от коэффициента заполнения импульсов.

Методом скретч-тестирования определена критическая нагрузка (L_C), характеризующая адгезионную прочность покрытий. Установлено монотонное увеличение L_C с ростом duty cycle: от 7,5 Н при 1% до 62,5 Н при 20%. Проведены электрохимические исследования коррозионной стойкости полученных покрытий в 0,9% растворе NaCl при 37 °C. Выявлены закономерности влияния коэффициента заполнения импульсов на защитные свойства покрытий.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии № 075-15-2025-589 от 25.06.2025 г.

1. Effect of Nb on the Microstructure, Mechanical Properties, Corrosion Behavior, and Cytotoxicity of Ti-Nb Alloys / M.-K. Han, J.-Y. Kim, M.-J. Hwang, et al. // Materials – 2015. – Vol. 8. – P. 5986-6003. – DOI.org/10.3390/ma8095287.
2. Moskalewicz T., Boccaccini A.R. Titanium and Its Alloys for Bone Implants: Properties, Challenges, and Current Trends in Surface Treatment. In Surface Modifications of Titanium and Its Alloys for Biomedical Applications. – CRC Press, 2026. – 520.
3. Uysal I., Yilmaz B. Evis Z. Zn-doped hydroxyapatite in biomedical applications. // J. Aus.t Ceram. Soc. – 2021. – Vol. 57. – P. 869–897. – DOI.org/10.1007/s41779-021-00583-4.
4. Influence of Current Duty Cycle and Voltage of Micro-Arc Oxidation on the Microstructure and Composition of Calcium Phosphate Coating / A. Mamaeva, A. Kenzhegulov, A. Panichkin, et al. // Coatings. – 2024. – Vol. 14. – P. 766. – DOI.org/10.3390/coatings14060766.

Плазменный синтез композита SiC–муллит

Ким А.В., Абышова А.Б., Литовко А.В., Шеховцов В.В.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Муллит ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$) выступает в качестве структурообразующей фазы высокотемпературной керамики, однако его практическое применение лимитируется повышенной хрупкостью, обусловленной природой материала [1, 2]. В целях повышения сопротивления разрушению (трещиностойкости) в состав вводят армирующий компонент – карбид кремния (SiC). Тем не менее, традиционный метод консолидации системы Al_2O_3–SiO_2–SiC характеризуется неравномерностью пространственного распределения упрочняющей фазы, что не позволяет в полной мере нивелировать хрупкость конечного продукта. При этом в литературе отсутствуют сведения о возможности формирования гомогенного композита на основе данной системы в условиях плазменного воздействия дугового разряда. Цель работы является оценка принципиальной возможности синтеза единого керамического композита системы SiC–муллит в среде плазмы дугового разряда, а также установле ние особенностей межфазного взаимодействия и закономерностей структурообразования в системе Al_2O_3–SiO_2–SiC при данных условиях.

Эксперименты проводились на электроплазменном стенде характеристики, которого описаны в работе [3]. На рис. 1 представлены карты распределения локального участка муллит-SiC композита. Полученные данные элементного картирования подтверждают гетерогенную природу синтезированного композита и фазовую сегрегацию компонентов. Локализация алюминия и кислорода исключительно в областях игольчатых структур свидетельствует о завершенности процесса формирования муллита и отсутствии значительного растворения Al в фазе SiC. Локализация Al и O исключительно в муллитовой фазе свидетельствует о том, что реакция $3Al_2O_3+2SiO_2 \rightarrow 3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ протекает до полного связывания Al_2O_3 в стабильную структуру муллита. Отсутствие алюминия в областях SiC указывает на термодинамическую стабильность фаз и отсутствие взаимной диффузии Al в кристаллическую решетку SiC при температуре синтеза. Это подтверждает, что в условиях плазменного синтеза реализуются кинетические условия, способствующие раздельной кристаллизации фаз без образования промежуточных соединений типа Al_4C_3 ($2Al_2O_3+9C \rightarrow Al_4C_3+6CO\uparrow$) или твердых растворов замещения ($SiC+AlSi_{1-x}Al_xC$).

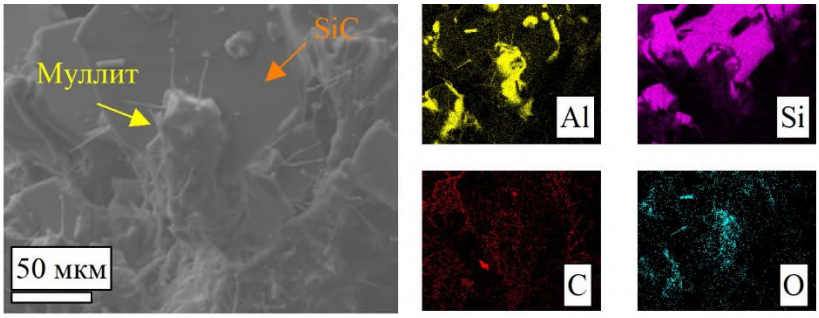


Рис. 1. СЭМ-изображение и карты распределения элементов (Al, Si, O, C) муллит-SiC композита, синтезированного в плазме дугового разряда

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20237 (https://rscf.ru/project/25-29-20237/) и гранта в форме субсидии, выделяемого Департаментом по научно-технологическому развитию и инновационной деятельности Томской области (Соглашение №02/07/2026).

1. Roy R. A review of advanced mullite ceramics // Eng. Sci. – 2022. – DOI:10.30919/es8d582.
2. Owino B.O., Aramide F.O. A Review on the Effects of Additives on the Morphology and Physico-Mechanical Properties of Mullite Refractory Ceramics // Trans. Indian Natl. Acad. Eng. – 2026. – Vol. 11. – №. 1. – P. 25-43. – DOI:10.1007/s41403-025-00555-1.
3. Shekhovtsov V. Influence of arc plasma parameters and particle size distribution of initial components on structure and properties of synthesized mullite materials // Ceram. Int. – 2026. – Vol. 52. – P. 20570-20585. – DOI:10.1016/j.ceramint.2026.03.149.

Особенности влияния малой концентрации атомов углерода и азота на развитие ГЦК–ГПУ мартенситного превращения и достижение большого эффекта памяти формы в монокристаллах высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Сараева А.А, Куксгаузен Д.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт, Томск

На монокристаллах высокоэнтропийного сплава $Cr_{20}Mn_{20}Fe_{20}Co_{35}Ni_5$ ат.% при деформации растяжением исследовано влияние легирования малой концентрацией атомов углерода 0.2 ат.% и азота 0.1 ат.% на развитие обратимого ГЦК↔ГПУ мартенситного превращения (МП) в свободном состоянии и под нагрузкой, температурную зависимость предела текучести $\sigma_{0.1}$ и эффект памяти формы. При легировании малой концентрацией атомов углерода и азота обратимое ГЦК↔ГПУ МП развивается при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и характеризуется широким термическим гистерезисом ΔT=200 и 225 К, соответственно.

При исследовании температурной зависимости предела текучести $\sigma_{0.1}(T)$ обнаружено различное влияние малой концентрации атомов углерода и азота на развитие обратимого ГЦК↔ГПУ МП под напряжением в температурном интервале от M_s до M_d (M_s – температура начала развития ГЦК–ГПУ МП при охлаждении в свободном состоянии, а M_d – температура, при которой напряжения для начала образования мартенсита напряжений и для начала пластической деформации исходной фазы равны). При легировании углеродом в температурном интервале M_s–M_d наблюдается близкий к линейному рост напряжений $\sigma_{0.1}$, который описывается соотношением Клапейрона–Клаузиуса, тогда как при легировании азотом в температурном интервале M_s–M_d напряжения $\sigma_{0.1}$ для начала развития ГПУ мартенсита напряжений не увеличиваются с ростом температуры испытания ($\sigma_{0.1}(M_s)\approx\sigma_{0.1}(M_d)$) и на зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ наблюдается плато с величиной $\alpha=d\sigma_{0.1}/dT\approx0$ МПа/К. Физическая причина такого необычного поведения зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ в температурном интервале образования мартенсита напряжений при легировании азотом связана с влиянием азота на развитие процессов «магнитодисперсионного твердения» и локальное изменение магнитной энтропии $S_{маг}$ аустенитной и мартенситной фаз, вызванное формированием кластеров Cr–N, которые отсутствуют при легировании атомами углерода.

Впервые при легировании малой концентрации атомов углерода и азота был получен эффект памяти формы 17 и 16%, соответственно, в $[\bar{1}44]$-кристаллах высокоэнтропийного сплава $Cr_{20}Mn_{20}Fe_{20}Co_{35}Ni_5$ ат.% при растяжении при последовательном увеличении деформации в цикле «нагрузка-разгрузка» и последующего нагрева в свободном состоянии, который по величине оказался близким к теоретической величине деформации превращения 17.5% для этой ориентации. Углерод и азот малой концентрации 0.1–0.2 ат.% упрочняют исходную ГЦК фазу и способствуют появлению дополнительной движущей силы для обратного перехода за счет изменения положения атомов внедрения (углерода и азота) из октаэдрических (О) междоузлий в ГЦК фазе в тетраэдрические (Т) в ГПУ мартенсите (О→Т) при прямом МП при движении частичных дислокаций Шокли, что при обратном МП приводит к развитию идеального ГЦК↔ГПУ МП без дефектообразования и к достижению большого эффекта памяти формы по величине близкого к теоретической величине деформации решетки для соответствующей ориентации.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2024-0007.

Физические факторы определяющие большой эффект памяти формы при обратимом ГЦК↔ГПУ мартенситном превращении в монокристаллах сплавов Fe–Mn–Cr–Ni–Si

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Сараева А.А, Федорова А.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт, Томск

На монокристаллах сплавов Fe–Mn–Cr–Ni–Si, испытывающих обратимое ГЦК↔ГПУ мартенситное превращение (МП), исследовано влияние изменения концентрации Si от 2.8 до 3.9 мас.% и легирования атомами углерода до 0.18 мас.% на развитие ГЦК↔ГПУ МП под нагрузкой и эффект памяти формы (ЭПФ) при растяжении.

Во-первых, установлено, что увеличение концентрации атомов Si C_{Si} на 1 мас.% понижает напряжения $\sigma_{0.1}$ на 60–70 МПа при температуре M_s начала развития ГЦК–ГПУ МП при охлаждении в свободном состоянии относительно кристаллов с C_{Si}=2.8 мас.%, где $\sigma_{0.1}(M_s)$=160 МПа. Это приводит к развитию ГЦК↔ГПУ МП в цикле охлаждение-нагрев без тренировки при растягивающих напряжениях $\sigma_p \approx \sigma_{0.1}(M_s)$=100 МПа. В кристаллах с C_{Si}=2.8 мас.% МП при $\sigma_p \approx \sigma_{0.1}(M_s)$ без предварительной тренировки не развивается. При постоянном растягивающем напряжении в цикле охлаждение-нагрев максимальный ЭПФ без тренировки составил 9% при σ_p=150 МПа в $[\bar{1}44]$-кристаллах при C_{Si}=3.9 мас.%.

Во-вторых, показано, что легирование углеродом упрочняет исходную ГЦК фазу и уменьшает толщину пластин ГПУ мартенсита. ГПУ мартенсит в кристаллах с углеродом становится тонким и имеет толщину 3–5 нм, тогда как в кристаллах без углерода толщина ГПУ мартенсита изменяется от 35 до 70 нм. Установлено, что внутри пластин тонкого ГПУ мартенсита не образуется под нагрузкой необратимый ОЦТ мартенсит.

В-третьих, впервые для сплавов Fe–Mn–Cr–Ni–Si, испытывающих обратимое ГЦК↔ГПУ МП, при деформации растяжением при последовательном увеличении деформации в цикле нагрузка-разгрузка и последующем нагреве в свободном состоянии получен ЭПФ 17.5% при 77К в ориентации $[\bar{1}44]$ по величине равный теоретической величине деформации решетки ε_0=17.5% для ГЦК–ГПУ МП в этой ориентации.

В-четвертых, показано, что углерод усиливает ближний порядок, способствует развитию преимущественно одного варианта ГПУ мартенсита, что проявляется в увеличении протяженности деформации полосой Людерса с $\Theta = d\sigma/d\varepsilon \approx 0$ на σ–ε кривой по сравнению с кристаллами без углерода и затрудняет развитие новых вариантов ГПУ мартенсита под нагрузкой.

В-пятых, на основе проведенных исследований определены физические факторы (упрочнение исходной ГЦК фазы, уменьшение толщины кристаллов ГПУ мартенсита, развитие под нагрузкой одного варианта ГПУ мартенсита и подавление образования необратимого ОЦТ мартенсита под нагрузкой внутри пластин обратимого ГПУ мартенсита) для получения ЭПФ по величине равного ε_0=17.5%, которые достигаются при легировании сплавов Fe–Mn–Cr–Ni–Si углеродом концентрацией 0.18 мас.%.

Результаты были получены при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 25-19-00023, https://rscf.ru/project/25-19-00023/.

Материалы на основе $Mg_3(PO_4)_2$-$MgNaPO_4$ для восстановления костной ткани с улучшенными резорбируемыми и механическими свойствами

[1,2]Климашина Е.С., [1]Пупанова А.К., [1,2]Рассолова Ю.Р., [1,2]Мурашко А.М., [1,2,3,4]Филиппов Я.Ю., [1,2]Евдокимов П.В., [1,2]Путляев В.И.

[1]Химический факультет, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

[2]Факультет наук о материалах, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

[3]Научно-исследовательский институт механики, Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва

[4]Университет МГУ-ППИ, Шеньчжень, Китай

Разработка передовых материалов для биомедицинских применений является одним из приоритетных направлений современного материаловедения. В настоящее время необходимо создание нового поколения (высоко)резорбируемых материалов для реконструкции костной ткани, преодолевающих ограничения традиционной кальций-фосфатной керамики, такой как низкая скорость резорбции в организме и, зачастую, недостаточная прочность плотных и пористых конструкций. Перспективной альтернативой является переход к более растворимым материалам на основе фосфатов магния и натрия, обладающим повышенными механическими характеристиками. При этом ключевым и необходимым требованием использования в клинической практике является достаточная механическая прочность материала на начальном этапе, пока не запустится процесс собственной регенерации кости. Также недавние исследования фосфатов магния установили их более высокую способность к растворению *in vitro* и *in vivo* со скоростью сопоставимой с образованием новой костной ткани организма [1].

Магний (Mg) является важным в организме человека, так как играет определяющую роль в костном метаболизме, а керамика на основе фосфатов магния будет обладать повышенной прочностью за счет меньшего радиуса иона магния и, потому, более плотной и прочной кристаллической решетки, введение же натрия (Na) будет способствовать улучшению биорезорбции. Однако, несмотря на все перечисленные потенциальные преимущества и перспективы, керамические материалы на основе фосфатов магния, фосфатов магния-натрия – мало разработанная область как в фундаментальных, так и в прикладных аспектах.

Цель работы: разработка керамических материалов на основе систем $Mg_3(PO_4)_2$-$MgNaPO_4$ с заданными физико-химическими свойствами, растворимостью и оптимальными механическими характеристиками для замены костной ткани.

Были разработаны и апробированы основные классические и современные методы синтеза системы на основе фосфатов магния, $Mg_3(PO_4)_2$-$MgNaPO_4$, в частности наиболее упоминаемый в литературе твердофазный синтез. Из порошков методом одноосного прессования и спекания при 1100°C получена плотная керамика. Методом стереолитографической 3D-печати изготовлены пористые (70% и 80% пор) каркасы со структурами Кельвина и гироида.

Были изучены механические характеристики модельной (плотной и макропористой) керамики на основе системы $Mg_3(PO_4)_2$-$MgNaPO_4$. Для измерения предела прочности при сжатии были изготовлены цилиндрические материалы на основе плотной керамики с отношением диаметра к высоте ≈ 1:2. Образцы подвергали одноосному сжатию (вдоль оси цилиндра) со скоростью деформации 1 мм/мин. Исследование проводили на универсальной испытательной машине Р-05, снабжённой многоканальной измерительной системой Spider (Германия).

Плотность материалов определялась путём измерения массы (взвешивание, погрешность 0,001 г) и линейных размеров тела (штангенциркуль, погрешность 0,05 мм). Для расчёта относительной плотности использовали формулу (1):

$$\rho_{отн}=4m/(\pi\times d\hat{}2\times h\times\rho_{теор})\times 100\%, \quad (1)$$

где m – масса образца в граммах, $\rho_{теор}$ – кристаллографическая плотность фосфата магния

(~2,76 г/см^3), d и h – диаметр и высота образца в сантиметрах.

Изучалось поведение образцов в растворных средах (растворение), в частности, процессов превращения одних фосфатных фаз в другие, инициируемых взаимодействием не только с водой, которое сопровождается изменением кислотности среды (pH), но и с буфферными растворами, ацетатным, фосфатным, TRIS.

Механические испытания новых материалов на основе фосфатов магния показали, что они пригодны для создания плотных керамических образцов со средним размером зерна 1 мкм и однородным распределением мезопор в объеме, с относительной плотностью $\rho_{отн}$ = 80,5% и механическими характеристиками: $<\sigma_{max}>$ = 31±4 МПа, E = 1,7 ГПа, а при использовании временного 10% масс. технологического связующего, поливинилового спирта, и многоступенчатого обжига удается заметно улучшить механические характеристики до $<\sigma_{max}>$ = 141±7 МПа, E = 9,1 ГПа, $\rho_{отн}$= 89,1%, что в обоих случаях сопоставимо с человеческой костной тканью.

Для высокопористых образцов, с пористостью 70% и 80%, со структурами Кельвина и гироида ожидаемо падение механических характеристик, однако они существенно выше, чем для аналогичных фосфатов кальция. Для данных образцов $<\sigma_{max}>$ = 5-6 МПа, E = 0,7-0,8 ГПа, причем структура Кельвина оказывается прочнее гироида при всех значениях пористости, и наблюдается обратная корреляция между пористостью и прочностью.

Поведение керамических образцов на основе фосфатов магния в водной среде демонстрирует, что на начальном этапе происходит резкое защелачивание раствора до pH=8,75 в случае компактного образца и до pH=11,23 в случае мелких гранул с большой площадью поверхности за 12–13 часов выдержки, которое уменьшается до pH ~ 9 уже к 120 часам (5 дней). В буферных растворах помимо процессов растворения наблюдается гидролитическая конверсия, являющаяся pH-зависимым процессом: в кислой среде (pH 5,6) доминирует растворение, при pH 6 – гидратация с образованием ньюберита и набуханием, при pH 7,4 – поверхностная перекристаллизация в ньюберит без изменения размеров. Установленные зависимости позволят управлять скоростью резорбции и фазовым составом керамических имплантатов на основе фосфатов магния при замене костной ткани.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-29-20164, https://rscf.ru/project/26-29-20164/.

1. Bioresorbable ceramics based on the $Mg_3(PO_4)_2$–$Mg_2P_2O_7$ system for bone tissue regeneration / Yu.R. Rassolova, A.M. Murashko, Ya.Yu. Filippov, G.A. Davydova, I.I. Selezneva, P.V. Evdokimov, E.S. Klimashina, V.I. Putlayev // Ceram. Int. – 2026. – Vol. 52. Iss. 11. Pt. A. – P. 16154-16168. – DOI:10.1016/j.ceramint.2026.02.214.

Экспериментальное изучение особенностей разрушения образцов тяжелого бетона в широком диапазоне скоростей деформации

Козулин А.А., Петров П.О., Жуков И.А., Овчаренко В.А.
Томский государственный университет, Томск

Получены результаты экспериментальных исследований деформационного поведения тяжелого бетона с использованием массивных образцов, обеспечивающих показатели представительности объема для крупнофракционного бетона, как композита, характеризуемого количеством диабазового заполнителя в цементно-песчаной матрице в больше 100 на эффективную площадь поперечного сечения [1]. Оценен класс прочности как В45 исследуемого тяжелого бетона в квазистатических условиях нагружения при скорости деформации 0,01 $с^{-1}$. Эксперименты на контрольных образцах дали значение прочности на сжатие, которое было равно 59 МПа, а значение прочности на одноосное растяжение в схеме раскалывания составило 4,8 МПа.

При оценке динамической прочности использованы массивные цилиндрические образцы диаметрами 50 и 105 мм различной длины. При анализе фрагментов разрушенных образцов после ударно-волнового нагружения определяли зоны разрушения при сжатии и растяжении. В результате оценки профилей скоростей свободных поверхностей получены значение динамической прочности на растяжение при скорости деформации 100 $с^{-1}$, которое в среднем составило 30 МПа. Значения динамической прочности на сжатие при скорости деформации 2200 $с^{-1}$ лежит в диапазоне от 411 до 476 МПа. Коэффициенты динамического упрочнения [2] при сжатии и растяжении для исследуемой марки бетона равны 6,9 и 6,3. Проведенные исследования поверхностей разрушения образцов позволили углубить понимание механизмов разрушения исследуемого класса бетона при экстремальных воздействиях.

При визуальной оценке, поверхности разрушения ответных частей цилиндрического образца после статического растяжения в схеме раскалывания практически ровная, без резкого изменения рельефа. Преимущественно равномерное распределение вскрытого заполнителя по всей поверхности представлено яркими черными включениями, характеризующими вскрытые разрушенные зерна диабазового заполнителя. По виду поверхностей разрушения при квазистатическом нагружении произошло трансгранулярное распространение магистральной трещины. Медленное нагружение во время роста трещины позволяло распределить энергию деформации на разрушение включений, при этом, не разрушив область сцепления диабаза с цементной матрицей без ямок вырванного заполнителя.

Поверхность разрушения при растяжении у образца после ударно-волнового нагружения отличается от случая квазистатического разрушения, имеет неровный холмистый рельеф с небольшим количеством вскрытых зерен диабазового заполнителя. Возвышенностями на рельефе в этом случае являются отдельные не деформированные зерна заполнителя, вырванные из цементной матрицы. По виду поверхности можно сделать вывод, что при ударно-волновом нагружении в области откола произошло межгранулярное распространение трещины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00750, https://rscf.ru/project/25-29-00750.

1. Dynamic properties of heavy concrete grade B45 under shock loading / P.O. Petrov, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, I.A. Zhukov, A.A. Kozulin, S.V. Razorenov // Tech. Phys. – 2026. –Vol. 71. – No. 3. – P. 495-501. – 10.61011/TP.2026.03.63161.149-25.
2. Брагов А.М., Игумнов Л.А., Ломунов А.К. Высокоскоростная деформация мелкозернистого бетона и фибробетона. – Нижний Новгород: Изд-во Нижегородского университета, 2015. – 269 с.

Локальное модифицирование поверхности микродуговым оксидированием сплавов титана ручным электродом в потоке электролита

Кондратенко А.И., Большанин А.В., Арбузова С.С., Хохряков Е.В., Бутягин П.И.
ООО «МАНЭЛ», Томск

Всё чаще современное машиностроение сталкивается с необходимостью улучшения узлов и механизмов для их адаптации к работе в агрессивных средах. Модификация поверхностных слоёв изделий приводит к расширению спектра их применения и приданию им новых свойств. Титан и сплавы на его основе являются одним из перспективных конструкционных материалов. Изделия из титана обладают такими свойствами, как жаропрочность, высокая коррозионная устойчивость, прочность и малый вес по сравнению со сталями. При трении изделия из титана сталкиваются с контактным схватыванием, причиной которого служит неравномерное истирание защитной оксидной плёнки на его поверхности.

Микродуговое оксидирование (МДО) является перспективной технологией модификации поверхности, позволяющей повысить сроки использования изделий и придать им новые эксплуатационные характеристики. Суть метода заключается в модификации поверхности микроразрядами в растворе электролита, в результате чего формируется покрытие на основе оксидов металла-подложки.

В классическом представлении процесс МДО осуществляется в специализированной ванне с электролитом. Деталь погружается в ванну МДО, после чего через неё пропускается электрический ток от источника питания.

При необходимости модификации определённых поверхностей габаритных изделий возникает ряд ограничений — размеры ванны, способ изоляции поверхностей, не подлежащих покрытию, мощность источника питания, большой объём электролита и прочее. Таким образом, актуальной задачей является разработка способов локального модифицирования поверхностей габаритных изделий вне ванны.

Для локального модифицирования поверхности сплавов титана микродугами был разработан ручной электрод. Электрод состоит из шпильки, с одной стороны которой крепится катод с рабочей поверхностью, а с другой расположен провод от источника питания. Все токопроводящие части ручного электрода помещены в кожух из непроводящих материалов. Модифицирование поверхности происходило в однополярном анодном режиме при помощи источника питания ARCCOR III-AGI (производство АО «ЭлеСи») и электролита Manel-W. В качестве подложки использовались пластины титана ВТ1-0. Процесс модификации поверхности проходил в две стадии: начальное формирование оксидного покрытия и далее формирование в рабочей зоне микродуг. Среднеквадратичная сила тока определялась универсальным токовым тестером Hoegert HT1E621, толщина покрытия измерялась вихретоковым толщиномером Константа К5, микроструктура модифицированных поверхностей исследовалась с помощью металлографического неинвертированного цифрового комплекса Альтами МЕТ 3С.

В работе представлен способ локального модифицирования поверхности изделий из титановых сплавов. Показаны стадии модифицирования поверхности, исследована структура поверхности титана после локальной обработки. Показано влияние электрических параметров на свойства получаемого покрытия.

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. - Москва: Машиностроение, 1990. – 399 с.
2. Тихоненко В.В., Шкилько А.М. Метод микродугового оксидирования // Восточно-европейский журнал передовых технологий. – 2012. – Том 2, №13. – С. 13-18. – DOI: 10.15587/1729-4061.2012.3940.
3. Гордиенко П.С., Гнеденков С.В. Микродуговое оксидирования титана и его сплавов. – Владивосток: Дальнаука, 1997. – 185 с.

Особенности формирования структуры в низкоуглеродистой стали в ходе аддитивного производства

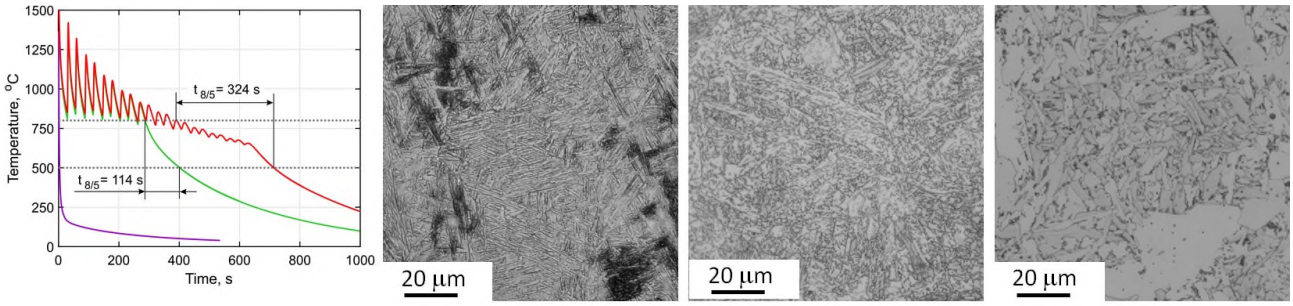
Корчмарчик С.О., Насоновский К.С., Астахов И.И., Иванов С.Ю., Климова М.В.
Санкт-Петербургский морской технический университет, Санкт-Петербург

В последние десятилетия аддитивное производство (АП) привлекает значительное внимание промышленности благодаря возможности производства металлических компонентов сложной формы с более высокой эффективностью по сравнению с традиционным производством [1]. Прямое дуговое выращивание (ПДВ), основанное на использовании металлических проволок в качестве сырья и сварочной дуги в качестве источника энергии, имеет ряд преимуществ, таких как низкая стоимость сварочного оборудования, широкая доступность марок проволоки, высокая производительность и энергоэффективность процесса [2]. Технология ПДВ может использоваться для изготовления различных свариваемых материалов, однако для производства крупногабаритных деталей наиболее подходят низкоуглеродистые стали, которые являются наиболее распространёнными конструкционными материалами с неограниченным спектром применения в различных отраслях. Однако, сложная термическая история в ходе АП, выражающаяся в повторяющихся термических циклах с высокими скоростями нагрева/охлаждения может привести в материалах с полиморфными превращениями к формированию неоднородных структур и анизотропии механических свойств. В рамках данной работы было оценено влияние термических циклов, реализуемых в образцах различной геометрии на формирование микроструктуры и свойств стали Св-08ХГСМФА (см. Таблица 1), полученной методом ПДВ.

Таблица 1. Химический состав проволоки Св-08ХГСМФА

Элемент	C	Si	Mn	P	S	C	Ni	Mo	V
Содержание, вес.%	0,09	0,59	1,47	0,020	0,015	1,10	0,11	0,56	0,26

Анализ термических циклов в процессе ПДВ (см. Рис. 1а) показал, что при наплавке единичного валика реализуются высокие скорости охлаждения, превышающие 100 °C/c, что приводит к формированию мартенситной структуры (см. Рис. 1б) со средним значением микротвердости 390 Hv. При наплавке однопроходной стенки, состоящей из 20 слоев, скорость охлаждения снижается до 2,6 °C/c, что обеспечивает получение однофазной бейнитной структуры (см. Рис. 1в) с микротвердостью 310 Hv, которая демонстрирует высокий комплекс механических свойств: предел текучести составляет 740 МПа, предел прочности — 960 МПа, а относительное удлинение достигает 27%. Важно отметить, что при таком режиме, несмотря на достаточно высокую межпроходную температуру 800 °C, время охлаждения наплавленного слоя в интервале 800–500 °C составляет 115 с и реализуется уже после выращивания всего образца во время охлаждения. Дальнейшее увеличение количества слоев приводит к увеличению времени t8/5 до 370 с, причём образец находится в этом интервале температур ещё в процессе выращивания, что замедляет среднюю скорость охлаждения до 0,81 °C/c. Такое замедление ведёт к формированию двухфазной структуры, состоящей из аллотриоморфного феррита, выделившегося по границам бывших аустенитных зёрен, и смеси бейнит/игольчатый феррит (см. Рис. 1г). Механизм образования игольчатого феррита в присутствии аллотриоморфного феррита для низкоуглеродистых сталей, обогащенных Cr и Mo, был подробно описан в работе [3]. Данная двухфазная структура обуславливает снижение прочностных характеристик: предел текучести падает до 480 МПа, а предел прочности — до 710 МПа, при этом уровень пластичности сохраняется на уровне 27%.



а б в г

Рис. 1. Расчетные термические циклы (а) для полученных ПДВ образцов различной высоты: одиночный слой (б), 20-слойная стенка (в), 40-слойная стенка (г)

Таким образом, полученные результаты позволяют прогнозировать тип формирующейся микроструктуры и уровень механических свойств в низкоуглеродистой стали на основе расчётных значений скорости охлаждения в критическом интервале температур, что является важным инструментом для оптимизации режимов аддитивного выращивания.

Данная работа была выполнена в рамках проекта РНФ №24-79-10224 «Высокопроизводительное электродуговое выращивание деталей тяжелого машиностроения из низколегированных сталей» (https://rscf.ru/en/project/24-79-10224/).

1. The Role of Additive Manufacturing in the Era of Industry 4.0 / U. Dilberoglu, B. Gharehpapagh, U. Yaman, M. Dolen // Procedia Manuf. – 2017. – Vol. 11. – P. 545–554. – DOI: 10.1016/j.promfg.2017.07.148.
2. Microstructure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Ti-6Al-4V / W. Fude, W. Stewart, C. Paul, A. Alphons // Metall. Mater. Trans. A – 2013. – Vol. 44. – P. 968–977. – DOI:10.1007/s11661-012-1444-6.
3. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels : Transformations, Microstructure and Properties. London: Institute of Materials, 1992. 510 pp.

Влияние наноразмерного Al_2O_3 и полимерного связующего на формирование структуры и свойства керамики Al_2O_3

Криницын М.Г., Сенькина Е.И., Сагун А.И., Рюмин Е.Е., Лернер М.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Высокочистый оксид алюминия является востребованной конструкционной и функциональной керамикой благодаря высокой твердости, химической стойкости и работоспособности при повышенных температурах. Области его применения включают медицинские изделия, узлы машиностроения, аэрокосмическую технику и электронику [1, 2]. Вместе с тем использование монолитного Al_2O_3 ограничивается хрупким характером разрушения и недостаточной трещиностойкостью, поскольку развитие критических дефектов под нагрузкой может приводить к резкому снижению несущей способности материала [3]. Одним из путей повышения надежности такой керамики является введение наноразмерного Al_2O_3 в микронную матрицу, что способствует измельчению зеренной структуры и изменению механизмов разрушения [4]. Дополнительный технологический эффект может обеспечиваться полимерным связующим, которое повышает формуемость порошковой массы и сохраняет целостность заготовок до спекания [5]. Цель работы состояла в оценке совместного влияния содержания нанофазы и полимерной связки на уплотнение, микроструктуру, плотность и прочность материалов на основе микронного порошка Al_2O_3.

В качестве исходной керамической основы использовали микронный порошок MITALOX A-90-6. Нанопорошок Al_2O_3 получали методом электрического взрыва проволоки по ранее описанной методике [6]. Полимерной составляющей служила связка MC2162, представляющая собой смесь полиэстера и полиамида в массовом соотношении 1:5. В исследованных составах варьировали содержание n-Al_2O_3 в пределах 0-20 мас.% и количество полимерного связующего в интервале 0-40 мас.%. Сухое перемешивание проводили в Z-образном смесителе SPQ-10 при 60 об/мин в течение 6 ч, после чего смесь перерабатывали в одношнековом экструдере LE45-30 при 145 °C с получением гранулированного фидстока. Показатель текучести расплава определяли по ГОСТ 11645 на приборе Cflow.

Формование образцов осуществляли по технологии FGF, относящейся к экструзионным аддитивным процессам MEX. Балочные заготовки размером 30×7×7 мм³ печатали на установке Bizon-2 с гранульным экструдером при диаметре сопла 0,8 мм и толщине слоя 0,2 мм без подогрева платформы; режимы печати подбирали по критерию получения плотных заготовок без видимых макродефектов. Удаление связующего выполняли выдержкой в ацетоне при комнатной температуре в течение 100 ч. Спекание проводили в вакуумной печи Nabertherm RHTC 80-230/15 при 1600-1700 °C с выдержкой 1 ч на максимальной температуре, скоростью нагрева 5 °C/мин и промежуточными выдержками по 1 ч при 200, 400, 600 и 800 °C. Микроструктуру анализировали методами оптической и сканирующей электронной микроскопии, прочность определяли трехточечным изгибом по ГОСТ 14019-2003, а плотность - гидростатическим взвешиванием в керосине по ГОСТ 2409-2014.

На стадии получения фидстоков основной технологической проблемой было равномерное распределение наночастиц, склонных к агломерации из-за выраженных поверхностных взаимодействий. Поэтому степень гомогенизации контролировали по изменению ПТР после последовательных циклов перемешивания и экструзии. Установлено, что после пяти переработок значения ПТР выходят на стабильный уровень, что указывает на завершение перемешивания и достижение пригодной для печати однородности. Повышение доли полимера до 30-40 мас.% улучшало пластичность фидстоков и облегчало формование, однако дальнейшее увеличение содержания связующего приводило к его неравномерному распределению и формированию крупных пор после выгорания.

После спекания при 1600-1700 °C во всех образцах формировалась поликристаллическая структура, характерная для глиноземной керамики, однако ее параметры существенно зависели от состава. Содержание полимерного связующего определяло порообразование: при увеличении его количества от 0 до 40 мас.% относительная плотность, как правило, снижалась,

поскольку поры, возникшие при удалении органической фазы, закрывались в процессе спекания не полностью. Даже в наименее благоприятных вариантах пористость исследованных материалов не превышала 10 %. Введение 10-20 мас.% n-Al_2O_3 способствовало формированию более мелкого и однородного зерна по сравнению с составами на основе только микронного порошка. На границах зерен также отмечалась аморфная стеклофазная прослойка, вероятно связанная с примесями исходных порошков, перераспределившимися при участии наночастиц.

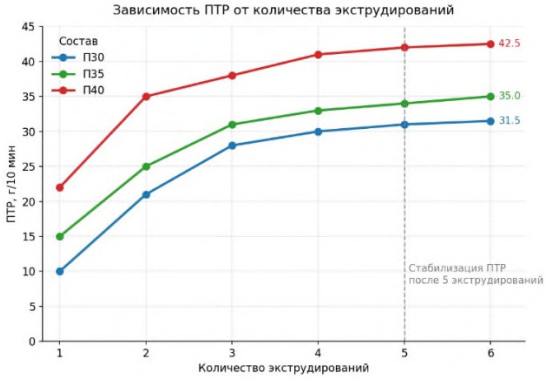


Рис. 1. Изменение показателя текучести расплава при последовательной переработке фидстоков

Механические испытания показали, что прочность при трехточечном изгибе определяется совместным влиянием температуры спекания, доли полимерного связующего и содержания нанофазы. Рост температуры с 1600 до 1700 °C повышал прочность вследствие интенсификации спекания и увеличения межчастичных контактов; для состава без полимера и наночастиц прочность возрастала с 5 до 10 МПа. При этом зависимость прочности от плотности не была прямой. Образцы с максимальной относительной плотностью обычно демонстрировали значения выше 20 МПа, однако наибольшая прочность, достигающая 33 МПа при 1650 и 1700 °C, была получена для композиций со средним содержанием связующего 30-35 мас.% и высокой долей наночастиц 10-20 мас.%. Такой результат свидетельствует, что упрочнение связано не только с уплотнением, но и с микроструктурной модификацией: нанофаза измельчает зерно, препятствует распространению трещин и способствует переходу от межзеренного к внутризеренному разрушению.

Таким образом, совместное применение микронного и наноразмерного Al_2O_3 в присутствии полимерного связующего обеспечивает выраженный синергетический эффект при получении керамических композитов. Полимерная фаза определяет формуемость фидстока и остаточную пористость, тогда как n-Al_2O_3 изменяет зеренную структуру и механизмы разрушения. Наиболее перспективным сочетанием исследованных параметров является содержание связующего 30-35 мас.%, доля нанофазы 10-20 мас.% и спекание при 1650-1700 °C, что позволяет получить максимальную прочность при сохранении контролируемой пористости.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-30006-П, https://rscf.ru/project/21-79-30006/.

1. The application of Al_2O_3 in separators and solid electrolytes of lithium-ion battery: A review / H. Liu, C. Liu, Y. Zhou et al. // Energy Storage Mater. – 2024. – Vol. 71. – P. 103575.
2. Recent progress on the production of aluminum oxide (Al_2O_3) nanoparticles: A review / A.Z. Ziva, Y.K. Suryana, Y.S. Kurniadianti et al. // Mech. Eng. Soc. Ind. – 2021. – Vol. 1, No. 2. – P. 54-77.
3. Sakai M., Bradt R. Fracture toughness testing of brittle materials // Int. Mater. Rev. – 1993. – Vol. 38, No. 2. – P. 53-78.
4. Grain growth behavior of Al_2O_3 nanomaterials: a review / A. Gupta, S. Sharma, M.R. Joshi et al. // Mater. Sci. Forum. – 2010. – Vol. 653. – P. 87-130.
5. Multilayered ceramic composites - a review / F.D. Minatto, P. Milak, A. De Noni et al. // Adv. Appl. Ceram. – 2015. – Vol. 114, No. 3. – P. 127-138.
6. Production technology, characteristics, and some applications of electric-explosion nanopowders of metals / M. Lerner, N. Svarovskaya, S. Psakhie, O. Bakina // Nanotechnol. Russ. – 2009. – Vol. 4, No. 11. – P. 741-757.

Структура и физико-механические свойства керамического композитного материала на основе гидроксиапатита и многостенных углеродных нанотрубок

Кудряшов Б.С., Пономарев А.Н., Резванова А.Е.
Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Синтетический гидроксиапатит (ГА, $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$), относящийся к группе апатитов, по своему химическому составу близок к неорганическому компоненту костной ткани человека. Благодаря высокой биосовместимости, биоактивности, остеокондуктивным свойствам и структурному подобию нативной кости этот материал находит широкое применение в регенеративной медицине [1]. Тем не менее, его клиническое использование в качестве костных имплантатов сдерживается такими недостатками, как хрупкость, низкая трещиностойкость и недостаточная прочность, что не позволяет выдерживать значительные нагрузки, возникающие в опорно-двигательном аппарате [2]. Для успешной интеграции имплантата необходимо, чтобы его физико-механические и структурно-фазовые характеристики были согласованы с параметрами кости – это позволяет избежать как механических разрушений, так и нежелательных иммунных или токсических реакций [3]. Хотя синтетический ГА демонстрирует высокое элементное и фазовое сходство с костной тканью [4], его прочностные показатели заметно уступают как кортикальному, так и губчатому костному веществу [5]. В последнее время активно исследуются подходы к повышению механической прочности ГА за счёт введения наноразмерных армирующих компонентов. Среди них особое внимание привлекают многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), отличающиеся выдающейся прочностью и жёсткостью и способные образовывать пространственно-связанные сетчатые структуры внутри пористой матрицы гидроксиапатита [6]. Уникальные характеристики МУНТ, обусловленные наличием прочных sp^2-гибридизованных связей, обеспечивают высокую вязкость разрушения, значительный модуль упругости, электрическую проводимость и эффективное перераспределение приложенных нагрузок по нанотрубочной сети. Благодаря этому даже небольшие добавки нанотрубок позволяют значительно повысить механические показатели композита, затрудняя инициацию и распространение трещин. При этом в низких концентрациях МУНТ не вызывают сколько-нибудь значимых воспалительных или токсических эффектов в костной ткани. Глубокое и всестороннее исследование структурных особенностей и химического состава таких композитов является условием для выяснения механизмов взаимодействия между нанотрубками и апатитовой матрицей, а также для понимания того, как это взаимодействие определяет итоговые эксплуатационные характеристики материала.

Использование комплекса взаимодополняющих неразрушающих методов, включающих сканирующую электронную микроскопию, рентгенофазовый анализ, ИК-спектроскопию, оценку микротвёрдости по Виккерсу и тестирование цитотоксичности, даёт возможность всесторонне охарактеризовать воздействие многостенных углеродных нанотрубок на микроструктурную организацию, фазовый и химический состав, а также дефектную структуру матрицы ГА. Подобный междисциплинарный подход позволяет установить глубинные корреляции между структурно-химическими перестройками и итоговыми эксплуатационными свойствами материала, что служит научной базой для конструирования биокерамики нового поколения с заранее прогнозируемыми функциональными параметрами.

В работе исследовано влияние МУНТ в концентрационном интервале от 0.1 до 2 масс.% на микроструктуру, фазовый состав, распределение химических элементов, а также на микротвёрдость и цитотоксичность пористой керамики на основе ГА. Исходный порошок ГА смешивали с дистиллированной водой для получения чистого материала. Для композиционных составов порошкообразный ГА предварительно смешивали с водой, после чего суспензии подвергали ультразвуковой обработке в течение 1 часа на ванне PSB-Galls с целью достижения гомогенного распределения нанотрубок в апатитовой матрице. Далее смеси высушивали в печи SNOL 7.2/1300 при 230 °C в течение 18 часов. Высушенные порошки

формовали в компактные заготовки на гидравлическом прессе MS-500 под давлением 167 МПа, а затем спекали в вакуумной камерной печи SNVE-1.3.1/1614 при 1100 °C и остаточном давлении 5×10^{-6} мм рт. ст.

В результате были получены механически прочные керамические образцы. Комплексные исследования позволили выявить воздействие МУНТ на структурно-фазовые характеристики и функциональные свойства материала. Установлено, что даже добавки нанотрубок до 2 масс.% приводят к существенному повышению содержания основной фазы ГА в спечённой керамике при одновременном подавлении образования второстепенных примесных фаз. МУНТ эффективно заполняют поровое пространство, вследствие чего открытая пористость поверхности сокращается, а средний размер пор уменьшается, что свидетельствует о повышении плотности и целостности материала. Измерения микротвёрдости по Виккерсу показали рост этого показателя до 4.5 ГПа%. Достигнутый уровень твёрдости сопоставим с таковым для кортикальной кости человека, что указывает на потенциал применения разработанных композитов в стоматологической и ортопедической практике. Результаты экспериментов in vitro свидетельствуют, что введение МУНТ в количестве до 2 масс.% оказывает дозозависимое действие на жизнеспособность клеточных культур, однако все показатели сохраняются в пределах значений, характерных для немодифицированного ГА. Полученные данные подтверждают обоснованность использования композита ГА–МУНТ в качестве перспективной основы для биоматериалов.

Таким образом, введение МУНТ способствует уплотнению керамической структуры, оптимизации упаковки частиц, активации зернограничного роста и смещению фазовых превращений в сторону формирования более устойчивых кальций-фосфатных соединений. Целенаправленный подбор концентрации нанотрубок позволяет контролировать пористость, микроструктурную организацию и фазовый состав биокомпозитов на основе ГА.

Работа выполнена в ИФПМ СО РАН в рамках проекта государственного задания FWRN-2026-0004.

1. Khalid P., Suman V. B. Carbon nanotube-hydroxyapatite composite for bone tissue engineering and their interaction with mouse fibroblast L929 In Vitro // Journal of Bionanoscience. – 2017. – Vol. 11. – №. 3. – P. 233-240.
2. Mechanical properties of bioactive glasses, ceramics, glass-ceramics and composites: State-of-the-art review and future challenges / G. Kaur, V. Kumar, F. Baino, J.C. Mauro, G. Pickrell, I. Evans, O. Bretcanu // Materials science and engineering: C. – 2019. – Vol. 104. – P. 109895.
3. Fabrication of functionally graded hydroxyapatite and structurally graded porous hydroxyapatite by using multi-walled carbon nanotubes / S. Cho, J. Kim, S.-B. Lee, M. Choi, D.-H. Kim, I. Jo, H. Kwon, Y. Kim // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2020. – Vol. 139. – P. 106138.
4. Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR) application chemical characterization of enamel, dentin and bone / C.C.A. Lopes, P.H.J.O. Limirio, V.R. Novais, P. Dechichi // Applied Spectroscopy Reviews. – 2018. – Vol. 53. – №. 9. – P. 747-769.
5. Porosity of human mandibular condylar bone / G.A.P. Renders, L. Mulder, L.J. van Ruijven, T.M.G.J. van Eijden // Journal of anatomy. – 2007. – Vol. 210. – №. 3. – P. 239-248.
6. Influence of the Addition of Ni-Coated Carbon Nanotubes on the Mechanical Properties of Highly Porous Zirconia Cellular Structures / B. Henriques, D. Fabris, E. Lopes, A.C. Moreira, I.F. Mantovani, C.P. Fernandes, M.C. Fredel // Advanced Engineering Materials. – 2022. – Vol. 24. – №. 1. – P. 2100624.

Медицинские имплантаты для остеоинтеграционного протезирования из биоинертных сплавов системы TiNbZr с ультрамелкозернистой структурой. Перспективные конструкции и технологии производства

[1,2]Кузнецов В.П.

[1]Уральский федеральный университет, Екатеринбург

[2]ФГБУ «НМИЦ ТО имени академика Г.А. Илизарова» Минздрава России, Курган

Разработаны перспективные конструкции вкручиваемых и типа Press-Fit имплантатов для остеоинтеграционного протезирования при ампутации пальцев рук и длинных конечностей, обеспечивающие стабильность их положения в костномозговом канале и реализующие механобиологическое воздействие на протезируемую кость [1]. Проведен сравнительный анализ дизайна и материалов имплантатов зарубежных фирм США, Италии и Великобритании, применяемых для протезирования пальцев руки и длинных конечностей. Создан и запатентован имплантат типа Press-Fit (патент РФ №207637), позволяющий срезать по всей длине погружной части костную стружку, являющуюся стимулятором костеобразования. На основе 3D компьютерной томографии кости и моделирования в программе Autodesk Meshmixer 3.5 определяются размеры имплантата при установке по анатомической оси кости. В Центре Илизарова (г. Курган) отработана технология одноэтапной остеоинтеграции с устройством компрессионного нагружения имплантата (Патент РФ №226608). Получен патент на способ реализации остеоинтеграционного протезирования после трансгумеральной ампутации (патент РФ №2841662).

Для остеоинтеграционного протезирования пальцев руки разработаны комплекты, включающие вкручиваемый имплантат, устройство компрессионной нагрузки, абатмент и силиконовый протез. На период приживления имплантата созданы специальные ортезы из термопластичного материала типа Turbocast.

Спрос на новые конструкционные и функциональные материалы для имплантатов и технологии их изготовления неуклонно растет в связи с увеличением продолжительности жизни и на основе развития методов хирургического вмешательства. Первостепенное внимание уделяется титановым сплавам, обладающим высокой биомеханической и биохимической совместимостью и коррозионной стойкостью. Особый интерес представляют трехкомпонентные сплавы системы Ti-Nb-Zr с механически стабильной ß-фазой, обладающие исключительно низким модулем упругости (60…70 ГПа) и высокой биоинертностью за счет отсутствия токсичных легирующих элементов, что обуславливает их перспективность для изготовления высокопрочных и долговечных имплантатов [2].

Однако, несмотря на высокие эксплуатационные свойства этих сплавов в литом или горячекатаном состоянии, они не соответствуют требованиям прочности и остеоинтеграционной способности к образованию костной ткани, предъявляемым к медицинским имплантатам. Одним из эффективных путей повышения механических свойств металлов и сплавов при сохранении и снижении модуля упругости является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Применение методов ИПД, в частности, равноканального углового прессования (РКУП), ротационной ковки (РК) и abc-прессования с последующей многоходовой прокаткой (МКП) и других позволяет значительно измельчить зерно, увеличить количество дефектов кристаллической структуры и достичь существенного упрочнения материала.

Проведенные ранее исследования влияния РК и РКУП на структуру сталей и цветных металлов показали эффективность этих процессов при измельчении зерна и формировании вторых фаз в ß-сплаве титана Ti-35Nb-3Zr-2Ta [3]. Что касается биосовместимых сплавов на основе механически стабильного ß-твердого раствора, то информации об использовании методов ИПД для измельчения структуры таких сплавов в настоящее время недостаточно. В связи с этим рассмотрено влияние ИПД методами многопроходных РК, РКУП и abc-прессования с последующей прокаткой на формирование УМЗ состояния и комплекса свойств биоинертных псевдо-ß-титановых сплавов системы Ti-Nb-Zr.

Формирование УМЗ структуры в биоинертных сплавах системы Ti-Nb-Zr связано с созданием промышленной технологии производства заготовок, позволяющей серийно изготавливать имплантаты для остеоинтеграционного протезирования при ампутации конечностей животных и человека. Для управления формированием УМЗ структуры в горячекатаных заготовках псевдо-ß-сплавов Ti-Nb-Zr методами ИПД и обеспечения требуемых механических свойств разработаны конечно-элементные модели процессов РК и РКУП и показана возможность получения однородной накопленной деформации простого сдвига для рекристаллизации исходной структуры. Выполнено сравнение технологичности изготовления, структуры и механических свойств заготовок после РК, РКУП и abc-прессования с МКП. Показано, что ротационная ковка обладает рядом преимуществ для развития промышленной технологии производства имплантатов. В частности, степень неоднородности распределения пластической деформации по продольному сечению заготовки не превышает 0,2. Для заготовок после РКУП она может достигать величины 1,8. При обеспечении методом ротационной ковки величины модуля упругости 72 ГПа предел текучести составляет 785 МПа, предел прочности 830 МПа. Размер зерна ß-фазы находится в диапазоне от 200 до 1000 нм.

Изготовлены опытные образцы вкручиваемых имплантатов из сплава Ti-39Nb-7Zr и проведены исследования их остеоинтеграции в условиях доклинических испытаний на кроликах породы «шиншилла», которые подтвердили высокую биоинертность материала имплантата и остеоинтеграционные свойства на всей поверхности погружной части.

Подтверждены результаты ранее проведенных исследований, показавшие, что при формировании УМЗ структуры в материале имплантатов реализуется эффект размерного биоподобия со структурой пластинок апатита костной ткани. Доклинические испытания опытных образцов вкручиваемых имплантатов из сплава Ti-39Nb-5Zr-2Ta с УМЗ структурой на кроликах породы «шиншилла» продемонстрировали активный остеоинтеграционный процесс новообразования костной ткани по всей длине поверхности имплантата. Содержание Ca находится в диапазоне от 12,18±0,38 до 14,11±0,52, фосфора P – в пределах от 5,15±0,18 до 5,89±0,7. Таким образом, отношение Ca/P в дистальной зоне достигало величины 2,7, что характеризует большую зрелость новообразованной кости. Величина данного отношения в компактной пластинке трабекулярной кости кролика во всех зонах исследования (проксимальной, средней и дистальной части) было приближено к 2,9…3. Отличие составляет не более 11%.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2023-006 от 16.01.2023 (номер темы FEUZ-2024-0020.

1. Implants for one-stage osteointegration with mechanobiological stimulation of bone formation / V. Kuznetsov, A. Emanov, E. Gorbach, V. Gorgots // Mater. Technol. Design. – 2021. – Vol. 3. – P. 23–30. – DOI: 10.54708/26587572_2021_33523.

2. Santos R., Reis C., Afonso C. Influence of Zr content in Ti–40Nb–xZr alloys on the microstructure, elastic modulus and microhardness // Mater. Res. – 2023. – Vol. 26. – P. e20220592. – DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2022-0592.

3. Microstructure evolution and mechanical properties of a Ti–35Nb–3Zr–2Ta biomedical alloy processed by equal channel angular pressing (ECAP) / Z. Lin, L. Wang, X. Xue, W. Lu, J. Qin, D. Zhang // Mater. Sci. Eng: C. – 2013. – Vol. 33. – P. 4551–4261. – DOI: 10.1016/j.msec.2013.07.010.

Аномальная температурная зависимость критических напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlCr

Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Современное развитие аэрокосмической отрасли и криогенной техники требует создания материалов, сохраняющих функциональную стабильность в широком интервале температур и в экстремальных условиях. В классических сплавах с памятью формы, таких как NiTi, критические напряжения $\sigma_{кр}$ начала мартенситного превращения (МП) быстро растут при увеличении температуры ($\alpha=d\sigma_{кр}/dT$=6–8 МПа/К) [1], что сужает «окно» сверхэластичности. Для преодоления этого ограничения необходимо детальное изучение систем, демонстрирующих слабую или аномальную зависимость $\sigma_{кр}(T)$. Настоящая работа посвящена исследованию зависимости $\sigma_{кр}(T)$ в монокристаллах Fe-33Mn-12Al-7Ni-6Cr (ат. %) при сжатии вдоль [001] направления.

Монокристаллы выращивали методом Бриджмена. Образцы гомогенизировали при T=1523 К, 4 часа с последующей закалкой в воду и старили при T=473 К, 3 часа для выделения частиц B2-фазы, которые обеспечивают термоупругий характер ОЦК-ГЦК МП. Испытания на сжатие проводили в интервале 203–573 К на установке Instron 5969. Структуру монокристаллов исследовали методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии. Для анализа фазовых переходов применяли методы дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), динамического механического анализа (ДМА) и температурной зависимости электросопротивления $\rho(T)$.

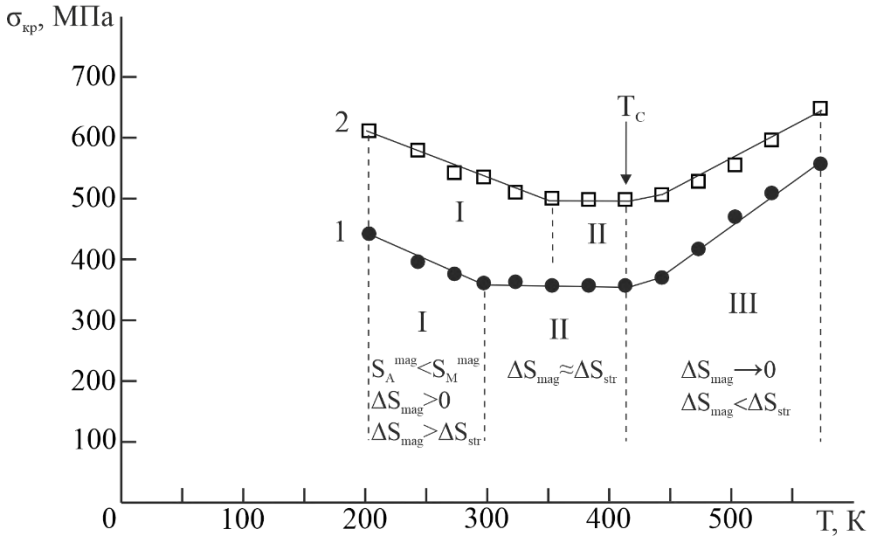
Комплексный анализ ДСК, ДМА и $\rho(T)$ кривых, полученных на монокристаллах FeMnAlNiCr, показал отсутствие МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии. Снижение модуля упругости в интервале 130–220 К, зафиксированное методом ДМА, также не обусловлено фазовым переходом. При T=404 К на кривых ДСК обнаружен характерный λ-образный изгиб базовой линии и отсутствие гистерезиса, что интерпретируется как фазовый переход второго рода, следовательно T=404 К – температура перехода аустенита из ферромагнитного в парамагнитное состояние (температура Кюри T_C). Установленное значение T_C хорошо согласуется с данными, представленными в работе [2].

На зависимости $\sigma_{кр}(T)$ (рис.1) в закаленных и состаренных кристаллах наблюдается три стадии с различным значением и знаком величины $\alpha=d\sigma_{кр}/dT$. На первой стадии $\sigma_{кр}(T)$ наблюдается аномальная зависимость: в интервале от 203 до 297 К в закаленных кристаллах и интервале от 203 до 353 К в состаренных при 473 К, 3 часа кристаллах напряжения $\sigma_{кр}$ снижаются (стадия I, рис.1). Величина α отрицательная и составляет –0,86 МПа/К для закаленного и –0,74 МПа/К состаренного кристалла. На второй стадии (стадия II, рисунок) до T=413 К критические напряжения $\sigma_{кр}$ практически не изменяются с $\alpha=-0,03$ МПа/К. На третьей стадии зависимости $\sigma_{кр}(T)$ при T>413 К (стадия III, рис.1) наблюдается классическое поведение – напряжения растут с увеличением температуры с $\alpha=1,43$ МПа/К и $\alpha=1,09$ МПа/К в закаленных и состаренных кристаллах, соответственно.

Анализ полученных результатов и литературных данных [2] показывает, что физическая природа стадийности на $\sigma_{кр}(T)$ обусловлена модификацией магнитной подсистемы сплава. Полная энтропия превращения ΔS_{total} в данном случае рассматривается как суперпозиция структурного вклада $\Delta S_{str}=S_M-S_A$, связанного с перестройкой кристаллической решетки при ОЦК-ГЦК МП, и магнитного вклада ΔS_{mag}, обусловленного изменением магнитного состояния фаз. Согласно уравнению Клапейрона-Клаузиуса (1)

$$d\sigma_{кр}(T)/dT=-\Delta S/\varepsilon_0 \quad (1)$$

на первой стадии зависимости $\sigma_{кр}(T)$, где аустенит находится в ферромагнитном состоянии ($T<T_C$), положительный магнитный вклад $\Delta S_{mag}=S_{mag}^M-S_{mag}^A$ превалирует над ΔS_{str}, следовательно, $\Delta S_{total}>0$. В этих условиях для инициирования МП требуется совершение избыточной механической работы, что проявляется в аномальном росте критических напряжений при понижении температуры испытания (стадия I, рис.1).



кривая 1 – после закалки; кривая 2 – после старения при 473 К, 3 часа

Рис. 1. Температурная зависимость критических напряжений образования мартенсита под нагрузкой в [001]-монокристаллах сплава Fe-33Mn-11Al-7Ni-6Cr (ат. %)

Переход ко второй стадии (плато) на зависимости $\sigma_{кр}(T)$ объясняется достижением состояния термодинамической компенсации (стадия II, рис.1). В этом интервале температур изменения структурного и магнитного вкладов в энтропию уравниваются. Величина ΔS_{total} стремится к нулю и напряжения $\sigma_{кр}$ становятся инвариантными к температуре.

Третья стадия зависимости $\sigma_{кр}(T)$ начинается при превышении точки Кюри (T_C=404 К) Разрушение дальнего ферромагнитного порядка в аустенитной матрице приводит к исчезновению магнитного вклада в энтропию. В результате общее изменение энтропии ΔS_{total} определяется только структурной составляющей и становится отрицательной величиной. Это согласно уравнению (1) обусловливает положительное значение α.

При более высоких температурах испытания в интервале 473–573 К сильное увеличение $\sigma_{кр}$ обусловлено ростом размера частиц B2-фазы во время испытаний при T>473 К. Электронно-микроскопические исследования показали, что, например в состаренных кристаллах, до деформации в интервале 203 – 573 К, размер частиц составлял 10–12 нм, а после циклов высокотемпературных нагружений их размер достигает 18–20 нм. Контрольные испытания при комнатной температуре подтвердили, что $\sigma_{кр}$ возрастают по сравнению с исходным состоянием: после исследования СЭ в температурном интервале 203–573 К, эти напряжения увеличиваются от 380 до 590 МПа в закаленных кристаллах и от 550 до 650 МПа в состаренных кристаллах.

Таким образом, физическая природа аномальной зависимости $\sigma_{кр}(T)$ в кристаллах FeMnAlNiCr принципиально отличается от механизмов, известных для титановых систем (TiNbMo, NiTiNb). Если в последних – аномалии обусловлены фазовой конкуренцией или дефектами решетки [3], то в исследуемом сплаве реализуется уникальное управление свойствами через магнитную подсистему. Это позволяет создавать материалы с "нулевым" температурным дрейфом напряжений, что критически важно для высокоточных приводов и сейсмостойких демпферов, работающих в широком интервале температур.

1. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Prog. Mater. Sci. – 2015. – Vol. 50. – P. 511–678.

2. Effect of Al Content on Abnormal Grain Growth and Superelasticity in Fe–Mn–Al–Cr–Ni Shape Memory Alloys with Near-Zero Temperature-Dependence of Transformation Stress / Ji Xia, T. Hoshi, X. Xu, T. Omori, R. Kainuma // Shape Memory Superelastisity. – 2021. – Vol. 7. – P. 402–413.

3. Chemically disordered uniform promotes negative temperature-dependent superelasticity in shape memory alloys / L. Zhao, X. Tao, H. Zong, X. Ding, T. Lookman, J. Sun // Acta Mater. – 2024. – Vol. 274, 120030.

Применение сплавов на основе титан-железо с частичным замещением железа на хром для хранения водорода

Курдюмов Н.Е., Анжигатова Е.Д.
Томский политехнический университет, Томск

Переход к водородной энергетике требует создания эффективных и безопасных систем хранения. В этом контексте интерметаллические сплавы на основе TiFe рассматриваются как одними из наиболее перспективных материалов для твердофазного хранения водорода благодаря высокой объемной плотности, умеренным рабочим параметрам и низкой стоимости компонентов [1-2].

Однако применения сплавов на основе TiFe сдерживается критическими недостатками: сложной процедурой первичной активации из-за образования поверхностных оксидов и высокой чувствительностью к примесям газов в водороде. Частичное замещение железа хромом является одним из возможных способов решения этих проблем за счет формирования фазы Лавеса C14, облегчающей диффузию водорода и снижающей энергетический барьер гидридообразования. Тем не менее, несмотря на известный положительный эффект легирования хромом, в литературе отсутствуют систематизированные данные о взаимосвязи параметров синтеза сплавов, формирующейся микроструктуры и итоговых водород-сорбционных характеристик сплавов TiFe-Cr. В связи с этим, работа, направленная на поиск оптимального состава и установление роли микроструктурных особенностей, является своевременной и актуальной.

В рамках исследования были синтезированы сплавы на основе TiFe с различным процентом замещения железа на хром. Синтез сплавов был осуществлен методом электродуговой плавки при силах токах 200, 220 и 240 А. Измельчение синтезированных сплавов проводили посредством диспергирования в среде водорода, последующая активация измельченных образцов также проводилась в среде водорода.

Для выявления оптимального состава и параметров сплавления среди полученных образцов были проведены эксперименты по сорбции водорода, на рис. 1 представлены результаты наводораживания синтезированных сплавов при давлении водорода 30 бар и температуре 30 °C.

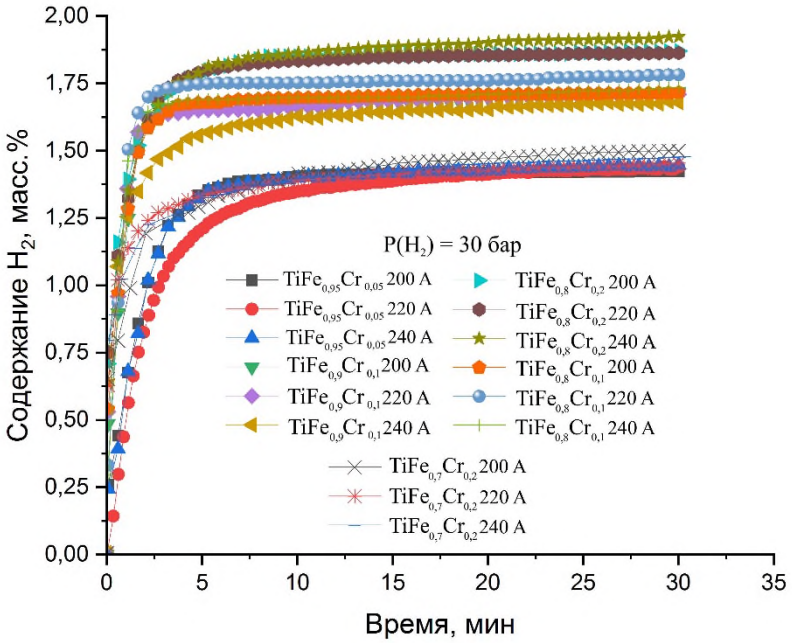


Рис. 1. Кинетические кривые сорбции полученных образцов при давлении водорода 30 бар и температуре 30 °C

Анализ полученных данных показывает, что все исследованные сплавы активно поглощают водород при заданных условиях непосредственно после напуска водорода в реакционную камеру, без выраженного инкубационного периода. При этом наблюдается

разброс значений водородной емкости как в пределах одной серии, так и между образцами различных составов.

В ходе выполнения работы были исследованы сплавы с добавлением хрома на основе сплава TiFe, полученные при различных режимах электродугового сплавления. Установлено, что для всех синтезированных составов характерна неоднородная микроструктура с выделением вторичной фазы Лавеса типа C14 ($TiCr_2$). Образующаяся фаза $TiCr_2$ создаёт дополнительные каналы диффузии водорода через межфазные границы и снижает энтальпию образования гидрида. Водородная емкость сплавов TiFe-Cr с различным составом варьируется в пределах от 1,41 до 1,92 масс.% H_2. Таким образом подход частичного замещения Fe в сплавах на основе TiFe на Cr позволяет улучшить кинетику взаимодействия сплава с водородом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ проект № 25-79-00034.

1. Effect of Cr addition on room temperature hydrogenation of TiFe alloys / J. Jung, S. Lee, M. Faisal, H. Kim, Y. Lee, J. Suh // Int. J. Hydrog. Energy – 2021/ – Vol . 46. – №. 37. – P. 19478-19485. – DOI:10.1016/j.ijhydene.2021.03.096
2. On the first hydrogenation kinetics and mechanisms of a TiFe0. 85Cr0. 15 alloy produced by gas atomization / K. Park, J. Fadonougbo, T. Na, T. Lee, M. Kim, D. Lee, H. Park // Mater. Charact – 2022. – Vol. 192. – Article number. 112188. – DOI:10.1016/j.matchar.2022.112188

Применение роботизированного электродугового выращивания для получения аддитивных деталей из алюминиевого сплава AZ6N типа никалин

[1]Курышев А.О., [1]Ширинкина И.Г., [1]Макаров В.В., [1]Бродова И.Г.,
[2]Семенчук В.М., [2]Кушнарев Ю.В., [2]Чумаевский А.В.
[1]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
[2]Институт физики прочности и материаловедения имени В.Е. Панина СО РАН, Томск

Разработанный в НИТУ МИСИС алюминиевый сплав AZ6NF (ГОСТ 46-84 -2019), относящийся к системе легирования Al-Zn-Mg-Fe-Ni-Zr (далее никалин), становится всё более востребованным для различных применений как в литом, так и в деформированном состояниях [1]. В последние годы, с активным развитием аддитивных технологий актуальной задачей становится расширение палитры Al сплавов за счёт новых композиций, получаемых послойным выращиванием. Среди существующих аддитивных методов электродуговое выращивание имеет явное преимущество в плане высокой производительности и экономии материалов [2,3]. В связи с этим, целью данной работы являлось изучение возможности получения из никалиновой проволоки с помощью, роботизированной TIG сварки массивных деталей с дисперсной структурой и высокими прочностными свойствами.

Детали в виде тонкой стенки (ДхШхВ: 150х5х40 мм) изготовлены на опытном оборудовании ИФПМ СО РАН в атмосфере аргона. Скорость процесса печати составила 385 мм/мин, ток сварки варьировали по высоте детали в пределах 100-70 А. Печать проводили в режиме переменной полярности тока, время прямой полярности составило 70%, обратной – 30%. Печать проводили в возвратно-поступательном режиме с промежутками между нанесением слоёв 5 минут. Высота слоя составила порядка 1,0 мм. Напечатанные по такому режиму образцы, вырезанные по высоте детали, имели плотность 97-99%.

Согласно данным оптической металлографии и фазового РСА, установлено, что при быстрой кристаллизации никалина формируется достаточно равномерная структура, состоящая из равноосных зёрен Al-твёрдого раствора со средним размером зерна 10 мкм и дисперсных 1-2 мкм интерметаллидов, которые входят в составы стабильной эвтектики (Al+Al_9FeNi) и метастабильных эвтектик (Al+T ($Al_3Mg_3Zr_3$)) и (Al+M ($MgZn_2$)), располагающихся преимущественно по границам зёрен матрицы. При изучении тонкой структуры методами РЭМ и ПЭМ установлена зональность строения слоев, заключающаяся в отличие его структуры внутри и около границы со следующим слоев, что обусловлено колебаниями температурно-скоростных условий затвердевания при выращивании никалина методом WAAM. Изучено влияние микродобавок скандия и циркония на формирование градиентной слоистой структуры, и определены механизмы структурообразования в WAAM никалине. Установлено, что циклические изменения температурно-скоростных условий при его выращивании приводят к трансформации не только структурных, но и фазовых превращений, имитируя такие процессы как самопроизвольное старение пересыщенного Al твердого раствора и диффузионное растворение интерметаллидов. По данным дюрометрических измерений проведена оценка прочностных характеристик литого WAAM никалина. Определено, что высокая твёрдость сплава HV=1500 МПа обусловлена формированием мелкозернистного пересыщенного Al-твёрдого раствора матрицы и дисперсных эвтектических фаз, т.е. складывается из зернограничного, твёрдорастворного и дисперсного (композиционного) упрочнения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

1. Белов Н.А. Анализ многокомпонентных фазовых диаграмм как основа конструирования экономнолегированных алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. – 2010. – № 4. – С. 7-26.
2. Treutler K., Wesling V. The Current State of Research of Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) // Applied Sciences. – 2021. – № 18. – P. 8619.
3. Панченко О.В., Курушкин Н.В., Попович А.А. Электродуговое выращивание: технические и экономические преимущества // Технический оппонент. – 2020.– № 1. – С. 16–22.

Влияние горячей и холодной прокатки с последующим отжигом на эволюцию микроструктуры сплава системы Al-Cu-Mn с содержанием меди 2%

[1]Левагина А.А., [2]Малкин К.А., [1]Арышенский Е.В., [1]Коновалов С.В.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П.Королева, Самара

Алюминиевые сплавы широко востребованы в различных областях отечественной промышленности, что стимулирует активную разработку новых технологичных вариантов.

В качестве примера могут быть рассмотрены сплавы АЛТЭК, содержащие 2-3 мас.% Cu и 1-2 мас. % Mn. Особенностью данных сплавов является формирование термостабильной фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ при практически полном отсутствии других фаз (в частности, Al_2Cu и Al_6Mn). Указанная особенность позволяет исключить гомогенизационный отжиг перед деформационной обработкой, а наноразмерные частицы фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ блокируют рекристаллизационные процессы в интервале температур 300-400°С.

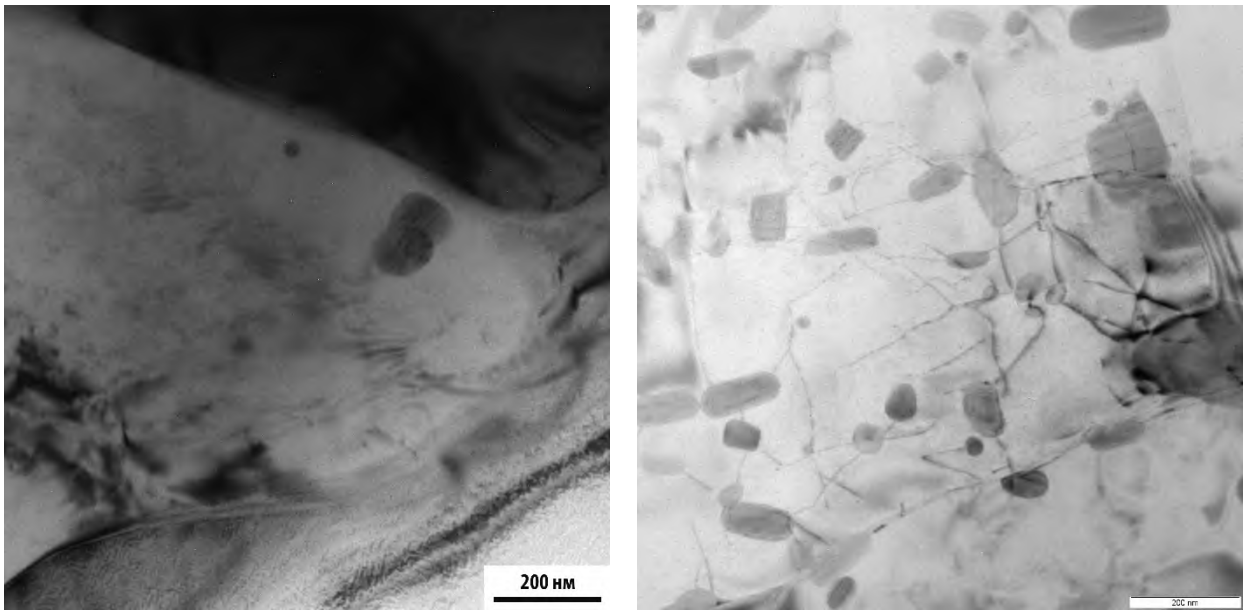
В литературе представлен ряд работ, посвящённых изучению влияния термической обработки на микроструктуру сплавов АЛТЭК [1-3]. Однако исследование эволюции данных частиц на этапах термомеханической обработки, в частности на примере схем, включающих как горячую, так и холодную прокатку, до настоящего времени не проводилось.

Таким образом, целью работы является изучение эволюции частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в процессе получения фольги толщиной 0,2 мм из сплава 2Cu2Mn.

Сплав 2Cu2Mn отливали в стальной кокиль, затем подвергали горячей прокатке при 380-420°С до толщины 2 мм и промежуточному отжигу при 350°С (30 мин). Далее методом холодной прокатки была получена лента 1 мм и фольга 0,2 мм. Заключительный отжиг 400°С проводили в течение 3 ч. Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-2023 на универсальной испытательной машине Zwick. Удельное электрическое сопротивление измеряли мультиметром МУ68 с источником питания (30 В, 10 А) на всех этапах термомеханической обработки. Микроструктуру литых образцов, деформированных до 1 и до 0,2 мм и отожженных; изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

Удельная электропроводность (УЭП) образцов возрастала от литого состояния (11,5 МСм/м) до максимума при 400°С (29,6 МСм/м) с единственным снижением на этапе холодной прокатки (на 0,6 МСм/м). Рост УЭП на этапах нагрева обусловлен распадом твёрдого раствора и выделением частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$.

Микроструктура сплава 2Cu2Mn на разных этапах термомеханической обработки исследована методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В литом состоянии структура преимущественно однофазна и представлена α-твердым раствором алюминия; единичные крупные выделения кристаллизационного происхождения идентифицированы как фаза $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (размером от 150 нм до 1–10 мкм). После холодной прокатки до 1 мм формируется деформационная структура из вытянутых зёрен длиной до 5 мкм и шириной 0,5–1 мкм; выделения $Al_{20}Cu_2Mn_3$ приобретают преимущественно стержневидную форму (длина 70–200 нм, диаметр 45–60 нм), равномерно распределяясь в объёме, тогда как крупные равноосные частицы (200–250 нм) локализуются по границам зёрен. Дальнейшая прокатка до 0,2 мм приводит к возрастанию плотности дефектов, формированию ячеистой структуры (500–1000 нм) и субзерен (до 500 нм); частицы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ становятся малоконтрастными, их размер уменьшается до 120 нм с изменением морфологии на глобулярную, что свидетельствует о дроблении и частичном растворении фаз. После отжига при 400°С морфология частиц изменяется от стержневидной к пластинчатой (длина 120–200 нм, толщина 80–120 нм) при незначительном росте; субзеренная структура субмикронного масштаба сохраняется благодаря барьерному эффекту частиц, декорирующих границы субзерен и затрудняющих миграцию границ при рекристаллизации.



а б

Рис. 1. Микроструктура сплава 2Cu2Mn: слиток (а); отожженная фольга (б)

Изменение механических свойств согласуется с эволюцией микроструктуры: после отжига при 400°C предел прочности снижается с 347 до 291 МПа (16%), что обусловлено процессами возврата и частичной рекристаллизацией.

Таким образом, на этапе горячей прокатки увеличивается количество глобулярных частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$, о чем свидетельствует повышение УЭП и данные ПЭМ. При холодной прокатке частицы дробятся, плотность дефектов возрастает, что повышает прочность до 347 МПа. Отжиг 400°C, 3 часа несколько укрупняет частицы, но субзеренная структура сохраняется благодаря торможению границ зерен частицами $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Так, осесимметричная частица $Al_{20}Cu_2Mn_3$ на протяжении термообработки меняет свою форму, приобретая вид пластины.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №24-19-00064, https://rscf.ru/project/24-19-00064/.

1. Обоснование концентрации меди в термостойких деформируемых алюминиевых сплавах, содержащих 2 мас. % Mn / Н. А. Белов, Н. О. Короткова, П. К. Шуркин, А. А. Аксенов // ФММ. – 2020. – Т. 121, № 12. – С. 1315-1323.

2. Simultaneous increase of electrical conductivity and hardness of Al-1.5 wt.% mn alloy by addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr / N. Belov, N. Korotkova, T. Akopyan, K. Tsydenov // Metals. – 2019. – Vol. 9. – P. 1246. – DOI:10.3390/met9121246.

3. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe,Si) wire alloy / N. A. Belov, N. O. Korotkova, T. K. Akopyan, A. M. Pesin // J. Alloys Compd. – 2019. – Vol. 774. – P. 735-746. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.12.240.

Микроструктура, механические свойства и термическая стабильность малоактивируемой аустенитной стали 9Cr27MnWTiTa

[1]Литовченко И.Ю., [1]Полехина Н.А., [1]Аккузин С.А., [2]Осипова В.В.,
[2]Ким А.В., [3]Тимошов И.С., [4]Чернов В.М.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Томский политехнический университет, Томск
[4]АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

Малоактивируемые аустенитные стали предложены как альтернатива традиционно используемым в энергетике в качестве конструкционных материалов хромоникелевым аустенитным сталям. Основное преимущество таких сталей – быстрый спад наведенной активности за счет минимизации в составе содержания таких элементов как Ni, Mo, Co, Cu, Nb, Al, N. Жесткие ограничения содержания никеля, как основного стабилизатора аустенита, определяют необходимость использования повышенного содержания марганца и углерода для обеспечения стабильной аустенитной структуры. При содержании Cr 11-12 масс. % и повышенном содержании Mn и C в таких сталях в условиях длительного старения, вблизи верхней границы предполагаемого интервала рабочих температур (700 °C), обнаружено интенсивное выделение карбидов $M_{23}C_6$, преимущественно обогащенных хромом, а также σ-фазы при старении сталей в холоднодеформированном состоянии. При высоких объемных долях эти фазы оказывают отрицательное влияние на пластические свойства сталей.

Для ограничения тенденции к выделению карбидов $M_{23}C_6$, а также для подавления выделений σ-фазы, в настоящей работе проведена модификация элементного состава малоактивируемой аустенитной стали. Получена сталь 9Cr27MnWTiTa с пониженным содержанием хрома и углерода. Для обеспечения нахождения состава стали в однофазной аустенитной области по диаграмме Шеффлера, увеличено содержание кремния.

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности микроструктуры стали 9Cr27MnWTiTa в структурных состояниях после закалки, холодной деформации (ХД), высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), а также после старения при 700 °C продолжительностью 100 ч в этих структурных состояниях. Показано, что для стали в закаленном состоянии характерны планарные дислокационные субструктуры, дефекты упаковки и двойники. Частицы вторых фаз представлены преимущественно карбидами MC (M – Ti, Ta). В процессе холодной деформации в стали формируется высокая плотность деформационных микродвойников. Также обнаружен деформационный ε – мартенсит. В условиях ВТМО формируется высокая плотность малоугловых границ разориентации, вытянутых в направлении прокатки. Старение стали при 700 °C продолжительностью 100 ч приводит к выделению карбидов $M_{23}C_6$ по границам зерен, деформационных двойников, а также по малоугловым границам, в случае старения после ВТМО. При этом средние размеры карбидных частиц, а также их линейная плотность в стали 9Cr27MnWTiTa ниже, чем в малоактивируемых аустенитных сталях с более высоким содержанием хрома и углерода в аналогичных условиях старения.

В условиях испытаний на растяжение при 20, 650 и 700 °C исследованы механические свойства стали 9Cr27MnWTiTa после закалки, ХД, ВТМО и старения в этих структурных состояниях. Показано, что прочностные и пластические свойства стали при указанных температурах как до, так и после старения, в целом сопоставимы со свойствами сталей с более высоким содержанием хрома и углерода, при этом значительного снижения пластичности в результате старения не обнаружено. Обсуждается влияние изменения элементного состава малоактивируемых аустенитных сталей на особенности микроструктуры, прочностные и пластические свойства и термическую стабильность в условиях длительного высокотемпературного старения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802-П, https://rscf.ru/project/22-19-00802/.

Исследование структуры и механических свойств композитов Al-Sn-Fe гибридного фазового состава полученных методом жидкофазного спекания и СЛС

[1]Лихарев В.Е., [1,2]Скоренцев А.Л., [1]Русин Н.М.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский политехнический университет, Томск

Сплавы Al-Sn применяются в качестве антифрикционных материалов в узлах трения различных машин и механизмов [1]. Давление их схватывания со сталью возрастает с ростом концентрации олова как твердой смазки и достигает максимального значения при содержании Sn около 20 об. %, а износостойкость сплавов при этом улучшается [2]. Олово при обычных условиях не упрочняется, поэтому несущая способность алюминиевых сплавов с высоким его содержанием падает. Повысить ее можно введением твёрдых частиц. В работе [3] с этой целью использовали частицы интерметаллида Al_3Fe, которые сформировались за счёт диффундирования алюминия в железо при спекании смеси порошков Al, Sn и Fe состава Al-17FeAl$_3$-20Sn (об.%). Однако процесс синтеза частиц сопровождался их растрескиванием. Образовавшиеся трещины заполнялись расплавленным оловом, в результате чего на месте исходных частиц железа возникали агломераты, где твёрдые фазы были сцементированы оловом. Чтобы сделать распределение частиц алюминидов железа вдоль границ Al зёрен более равномерным за счёт изменения формы агломератов, спечённый образец требуется подвергнуть одноосной ковке в закрытом штампе при различных температурах по схеме представленной на (рис.1).

Альтернативным способом получения сплава является селективное лазерное сплавление (СЛС). Ожидается что полученные таким методом образцы системы Al-Fe-Sn аналогичного состава Al-10FeAl$_3$-20Sn (об.%), будут обладать высокой прочностью за счет мелкодисперсной структуры, а также равномерной структурой без образования агломератов.

Целью настоящей работы является исследовать влияние ковки при различных температурах на структуру и механические свойства композита Al-Sn-Fe, а также проверить целесообразность получения композита методом СЛС.

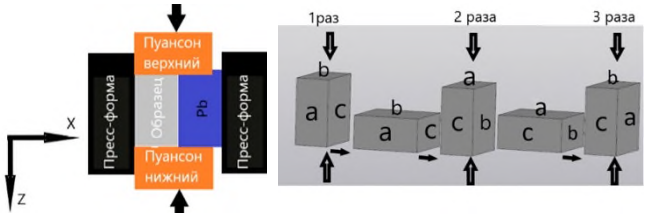


Рис. 1. Схема прессования образца в закрытой пресс-форме

Ковка в закрытом штампе при температуре 200°C и 300°C вытягивает алюминиевые зерна вдоль направления пластического течения, практически не воздействуя на форму агломератов и их распределение (рис. 2а, г).

Вторая ковка при температуре 200°C не оказала значительного воздействия на размер твердых частиц (рис. 2б), но их распределение по объему материала равномернее, чем после однократной ковки, но механические свойства незначительно снизились (таблица 1). Повторная ковка при 300°C приводит к измельчению Al_3Fe частиц и вытягиванию их цепочками по границам зерен алюминиевого каркаса (рис. 2д). Результатом является увеличение предела текучести $\sigma_{0,2}$ с достигнутых после первого осаживания с 85 МПа до 108 МПа после двукратного прессования.

Третья ковка при температуре 200°C и 300°C (рис. 2в,е) привела к измельчению Al_3Fe частиц, большему вытягиванию и измельчению алюминиевых зерен вдоль направления пластического течения, чем при первой и второй ковке, но при 200°C оловянный прослойки утоняются сильнее, что привело к снижению пластичности материала (таблица 1). При 300°C Al_3Fe частицы измельчились значительно сильнее, что поспособствовало увеличению ресурса пластичности оловянных прослоек до разрушения, и, как следствие, росту пластичности всего

образца до 17%. Тогда как предел текучести и прочности остались той величины, как и после двукратного осаживания (таблица 1).

Структура композита полученного методом СЛС при мощности лазера 170 Вт (рис. 2ё) значительно мельче, чем у полученных жидкофазным спеканием и подвергнутых интенсивной пластической деформации. Предел прочности ($\sigma_В$) находится на той же величине что и у спеченных подвергнутых ковке 3 раза. А вот предел текучести ($\sigma_{0,2}$) значительно выше за счет более мелкой структуры, что согласовывается с эффектом Холла-Петча. Однако пластичность значительно ниже, чем у спеченных (таблица 1).

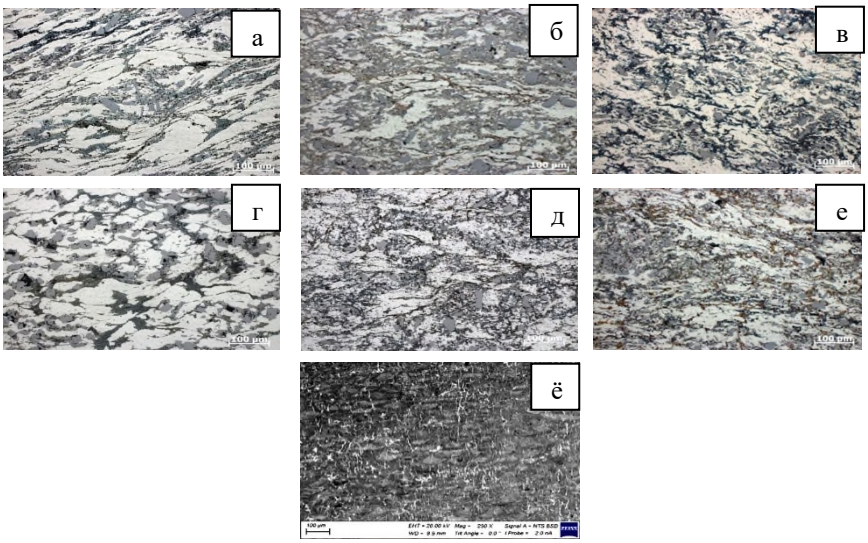


Рис. 2. Структура спечённого композита Al-17FeAl$_3$-20Sn после ковки 200°С: 1раз (а), 2 раза (б), 3 раза (в); после ковки 300°С: 1раз (г), 2 раза (д), 3 раза (в); структура композита Al-10FeAl$_3$-20Sn полученного методом СЛС (ё)

Таблица 1. Механические свойства композитов Al-Sn-Fe гибридного фазового состава полученных методом жидкофазного спекания и СЛС

Количество ковок и накопленная деформация Ɛ, %	$T_{ГП}$, °С											
	200	250	300	350	200	250	300	350	200	250	300	350
	Предел текучести ($\sigma_{0,2}$), МПа				Предел прочности ($\sigma_В$), МПа				Деформация $\varepsilon_р(\sigma_В)$, %			
1 раз, 50%	110	101	85	110	133	132	122	140	9	14,5	13	14
2 раза, 100%	108	94	108	100	142	134	132	124	12	13	10	12
3 раза, 150%	120	96	110	108	154	140	133	156	10	14	17	12

Мощность *P*, Вт	Плотность энергии *E*, Дж/мм^3	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_В$, МПа	$\varepsilon_р(\sigma_В)$, %
170	52,5	138	146	0,8

Из проделанной работы следует, что увеличение числа ковок с 1 до 3 ведет к измельчению и равномерному распределению алюминидов железа по объему материала, а также увеличению механических свойств. Использование СЛС с целью получения антифрикционного алюминиевого сплава с большим количеством мягкой фазы и твердых частиц является перспективным направлением.

Работа выполнена в рамках реализации проекта РНФ № 25-29-01511.

1. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. – М.: Транспорт, 1974. – 256 с.
2. 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 // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2020. – Vol. 29. – P. 1955–1963.
3. Properties of new cast antifrictional aluminum alloys / A.E. Mironov, I.S. Gershman, E.G. Kotova et al. // Russian Engineering Research. – 2017. – Vol. 37. – P. 37–39.

Особенности изменения структурно-фазового состояния сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ на начальных стадиях старения после закалки из области гомогенности B2 фазы

[1]Лотков А.И., [1]Миронов Ю.П., [1]Круковский К.В., [2]Лаптев Р.С., [3]Реснина Н.Н., [1]Гирсова Н.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[3]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

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). В последнее время всё больше внимания уделяется усталостной долговечности медицинских имплантатов из никелида титана. Эти изделия наиболее часто изготавливают из двойных сплавов на основе TiNi с избыточным содержанием атомов Ni относительно эквиатомного состава в количестве 50,7 – 50,9 ат %. Выбор этих составов обусловлен тем, что эти сплавы проявляют эффект сверхэластичности в области температур человека. Однако оптимальные температуры и время старения образцов для достижения высокого сопротивления усталости сплавов на основе никелида титана с содержанием атомов Ni 50,7–50,9 ат.% при реализации эффекта сверхэластичности всё ещё являются предметом поиска. Особого внимания заслуживают сравнительно невысокие температуры (573–673 К) и времена отжига на структурно-фазовые состояния, температуры и последовательность МП в сплавах этого состава. Целью настоящей работы является исследование формирования структурно-фазовых состояний в сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ при старении после закалки из области гомогенности B2 фазы. Образцы сплава были отожжены при 1073 К 30 мин. и закалены в воду. Затем они были отожжены при 573, 673 и 773 К по 1 ч. Температуры и последовательность МП в образцах после этих термических обработок измеряли методами температурных зависимостей электросопротивления и тепловых потоков (ДСК). Изменение структурно-фазовых состояний и зёренной структуры образцов исследовали методами рентгеноструктурного анализа (РСА), растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для анализа наличия и типа дефектов кристаллического строения использовали методы позитронной спектрометрии (ПС) и спектрометрии совпадений Доплеровского уширения аннигиляционной линии (СДУАЛ).

Исследования структурно-фазового состояния и микроструктуры образцов после закалки от 1073 К методами РСА, РЭМ, ПЭМ и ПС показали, что при $T_{КОМН.}$ они находятся в состоянии B2 фазы со средней величиной зёрен 26±2 мкм с признаками предмартенситного состояния. В зёрнах наблюдаются лишь единичные дислокации. После закалки от 1073 К спектр времени жизни позитронов в образцах сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ содержит две компоненты с разной интенсивностью IF и ID, что указывает на наличие двух типов состояний позитронов перед аннигиляцией — делокализованных и связанных с дефектами соответственно. Основная часть аннигиляции (IF = 84,6 %) соответствует компоненте со временем жизни позитронов τF = 0,1411 нс, характерном для делокализованных позитронов в кристаллической решётке B2 фазы TiNi. Время жизни позитронов вблизи дефекта τD = 129,8 пс имеет интенсивность ID = 15,4 % и близко к теоретическому времени жизни позитронов, захваченных вакансиями на подрешётке атомов Ni (VNi), для которых $\tau \approx 134$ пс. Важно отметить, что $\tau D < \tau F$, что объясняется высокой локальной плотностью электронов в подрешётке атомов Ni, ускоряющей аннигиляцию позитронов, локализованных в таких вакансиях. Последовательность МП B2↔B19′ (орторомбическая структура с моноклинными искажениями). В образцах присутствует оксидная фаза $Ti_4Ni_2O_X$ со структурой типа Ti_2Ni, объёмная доля которой около 1%.

Отжиг образцов при 573 К в течение 1 ч приводит к формированию структурно-фазовых неоднородностей, что обусловлено начальной стадией процесса образования предвыделений и выделений частиц Ti_3Ni_4, появление которых приводит к МП B2↔R (ромбоэдрическая фаза). Установлено, что после отжига образцов при 573 К средняя величина микроискажений кристаллической решётки B2 фазы $\varepsilon < 0,01\%$, величина скалярной плотности дислокаций ρ_d

находится между 10^{12} и 10^{13} $м^{-2}$, то есть на нижнем пределе чувствительности большинства методов их обнаружения. После отжига образцов при 573 K образуются пакеты пластин R фазы, которые наблюдаются методом ПЭМ на фоне крапчатого контраста промежуточной структуры сдвига (ПСС) матрицы B2. Пластины R фазы имеют нанодоменную микроструктуру. Разделение сложных экспериментальных профилей рентгеновских отражений на составляющие фаз B2+R потребовало введения дополнительных широких рефлексов малой пиковой интенсивности, угловые положения которых мало отличаются от положений рефлексов (hkl)B2; они обозначены (hkl)B2′. Появление этих отражений может быть обусловлено формированием локальных структурно-фазовых неоднородностей типа зон Гинье-Престона, предшествующих выделению частиц фазы Ti_3Ni_4, с повышенной концентрацией дефектов кристаллической решётки в виде свободных объёмов (вакансий). Структура B2′ сохраняется при нагреве образцов до 423 K.

После отжига при 673 K в объёме образцов формируется, по крайней мере, две области B2 фазы, которые отличаются химическим составом, и поэтому превращаются в фазу B19′ при разных температурах. При этом МП в структуру B19′ в разных объёмах образцов может осуществляться как в последовательности B2→R→B19′, так и B2→B19′. Появление этих областей в B2 фазе обусловлено незавершённой стадией формирования частиц Ti_3Ni_4. Эти частицы имеют линзовидную или веретенообразную форму, их продольные размеры достигают 120 нм, поперечные – 35 нм, а после отжига при 773 K их размеры 230 нм и 35 нм соответственно. Частицы распределены неоднородно по объёму образца и являются частично когерентными со структурой B2 фазы. Объёмная доля выделений Ti_3Ni_4 в образцах после отжига при 673 K составляет около 2–4%, а после отжига при 773 K около 4–5%.

Изменение параметров позитронных спектров, а также данные СДУАЛ отражают постепенный переход от состояния с высокой локальной плотностью вакансий, после отжига образцов при 573 K к более однородному распределению химических элементов после отжигов при 673 и 773 K.

Совокупность полученных результатов позволяет ожидать, что для достижения высокой усталостной долговечности наиболее значимое упрочнение образцов сплавов $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ – $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) может быть реализовано в интервале температур отжига 523–673 K в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (проект № FWRW–2026–0005).

Влияние гексагонального нитрида бора на трещиностойкость керамических композитов ZrB_2—NbB_2—SiC

Лукьянец М.П., Буяков А.С., Шмаков В.В., Бурлаченко А.Г., Буякова С.П.
Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина СО РАН, Томск

Известно, что бориды переходных металлов обладают высокой прочностью, твердостью, износостойкостью, химической инертностью и высокой температурой плавления, что делает их перспективными материалами для использования в различных областях, например, в качестве элементов высокоэнергетических установок, огнеупорных футеровок, износостойких инструментов [1]. Однако широкое применение керамики ограничено ввиду ее низкой трещиностойкости. Поэтому создание таких материалов с повышенной трещиностойкостью является фундаментальной задачей материаловедения. Среди известных подходов интерес вызывает механизм Кука–Гордона [2]. Ранее коллективом авторов было показано, что реализация механизма Кука-Гордона через введение низкомодульных включений *h*-BN в высокомодульную матрицу ZrB_2—TiB_2—SiC приводит к повышению трещиностойкости за счет бифуркации трещин на слабых межфазных границах матрица–включение [3].

Целью настоящей работы является изучение фазового состава и трещиностойкости керамических композитов системы ZrB_2—NbB_2—SiC, содержащих 1, 3 и 5 об.% включений *h*-BN. Спекание исследуемых образцов проводилось методом горячего прессования при температуре 1800°C. Трещиностойкость композитов определялась при трехточечном изгибе образцов в форме прямоугольных балок с V-надрезом.

Исследование фазового состава полученных композитов показало, что в процессе спекания порошковой смеси ZrB_2—NbB_2—SiC между соответствующими боридами формируется твердый раствор замещения $(Zr_{0,72}Nb_{0,28})B_2$. Обнаружено, что введение *h*-BN приводит к неполному участию ZrB_2 в образовании твердого раствора, создавая барьеры для роста зерен керамической матрицы. Так, с увеличением объемного содержания *h*-BN состав твердого раствора меняется, что сопровождается появлением рефлексов, принадлежащих ZrB_2, ростом их интенсивности и соответствующим снижением интенсивности рефлексов $(Zr_{1-x}Nb_x)B_2$. Определение величины напряжений второго рода, действующих в твердом растворе, показало, что по мере увеличения содержания *h*-BN до 5 об. % их значения значительно увеличиваются с 0,628 до 3 ГПа.

Известно, что характер остаточных термических напряжений влияет на трещиностойкость керамики. Формирование областей сжимающих напряжений в керамической матрице вблизи включений приводит к повышению трещиностойкости, тогда как действие растягивающих напряжений оказывает противоположное влияние. Обнаружено, что введение *h*-BN в керамическую матрицу ZrB_2—NbB_2—SiC приводит к снижению трещиностойкости с 5,51 ± 0,08 до 4,42 ± 0,07 МПа·м$^{1/2}$, что связано со стабильностью твердого раствора.

Таким образом, наблюдаемое снижение трещиностойкости исследуемых композитов по мере увеличения содержания *h*-BN в системе ZrB_2—NbB_2—SiC обусловлено формированием областей остаточных термических упругих растягивающих напряжений в матрице вблизи включений ZrB_2, что подтверждается величиной определенного коэффициента теплового расширения твердого раствора $(Zr_{0,72}Nb_{0,28})B_2$.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

1. Pabst W., Gregorová E., Tichá G. Processing of Refractory Metal Borides, Carbides and Nitrides // Key Eng. Mater. – 2008. – Vol. 395. – P. 69-88. – DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.395.69
2. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / J. Cook, J. E. Gordon, C. C. Evans, D. M. Marsh // Proc. Roy. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. – 1964. – Vol. 282, № 1391 – P. 508–520. DOI:10.1098/rspa.1964.0248.

3. Трещиностойкость керамических композитов на основе ZrB_2, TiB_2 и SiC с низкомодульными включениями *h*-BN / М.П. Лукьянец, А.С. Буяков, И.А.Фотин, В. В. Шмаков, Е. В. Абдульменова, М. А. Рудмин, С. П. Буякова // Перспек. матер. – 2025. – № 9. – С. 40-50. – DOI:10.30791/1028-978X-2025-9-40-50.

Стойкость к окислению керамических композитов (Zr,Me)B_2—SiC (Me=Ti;Nb) с включениями *h*-BN

[1]Лукьянец М.П., [2]Мартемьянова И.А., [1]Бурлаченко А.Г., [1,2]Буяков А.С., [1]Шмаков В.В., [1,2]Буякова С.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Керамические материалы на основе диборидов переходных металлов характеризуются уникальным комплексом свойств, включающих высокую температуру плавления, высокую твердость и стойкость к агрессивным средам. Однако длительное сохранение их прочности в условиях высокотемпературного окисления на воздухе ограничено ввиду летучести образующегося слоя B_2O_3 и низкой трещиностойкости [1,2]. При этом высокая трещиностойкость материала критически важна, так как образование эксплуатационных дефектов в условиях термических нагрузок приводит к формированию новых путей для диффузии кислорода вглубь неокисленной матрицы. Подходы структурного дизайна к созданию керамических композитов позволяют повысить окислительную стойкость материалов на основе боридов за счет формирования твердых растворов между боридными соединениями [3] или через введение различных включений, например, SiC [4] и *h*-BN [5], что приводит к повышению стабильности защитного слоя. При этом формирование продуктов окисления в системах MeB_2—SiC часто рассматривается как реализация механизма залечивания поверхностных дефектов [6].

Настоящая работа посвящена исследованию характера окислительного поведения многокомпонентных керамических композитов на основе (Zr,Ti)B_2—SiC и (Zr,Nb)B_2—SiC с включениями *h*-BN (0, 3 и 5 об.%) при повышенных температурах на воздухе.

На основании полученных данных установлено, что кинетика окисления исследуемых композитов при 1200-1400 °C описывается параболической зависимостью прироста массы от длительности изотермической выдержки. Это указывает на образование защитных слоев на основе B_2O_3—SiO_2 на окисляемой поверхности, что подтверждается РЭМ-изображениями. При этом интенсивность прироста массы зависит от состава керамической матрицы, что обусловлено различием в силе поля катионов продуктов окисления твердых растворов (Zr,Ti)B_2 и (Zr,Nb)B_2. Установлено, что введение *h*-BN в керамические матрицы привело к увеличению энергии активации окисления.

Обнаружено, что остаточная прочность исследуемых композитов (Zr,Nb)B_2—SiC, оцененная на образцах в форме прямоугольных балок с дефектом при трехточечном изгибе после окисления при 1400 °C в течение 30 минут, увеличилась почти в 2 раза относительно их исходной прочности при комнатной температуре, тогда как для композитов (Zr,Ti)B_2—SiC остаточная прочность увеличилась примерно в 2,5 раза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2026-0002.

1. Singh M., Wiedemeier H. Chemical Interactions in Diboride-Reinforced Oxide-Matrix Composites // J. Am. Ceram. Soc. – 1991. – Vol. 74. – P. 724-727. – DOI:10.1111/j.1151-2916.1991.tb06915.x.

2. Oxidation of ZrB2 and its composites: a review / R. Inoue, Y. Arai, Y. Kubota, Y. Kogo, K. Goto // J. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 53. – P. 14885–14906. – DOI:10.1007/s10853-018-2601-0.

3. Dehdashti M. K., Fahrenholtz W. G., Hilmas G. E. Oxidation of zirconium diboride with niobium additions // J. Eur. Ceram. Soc. – 2013. – Vol. 33, №. 10. – P. 1591-1598. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2013.01.033.

4. Burlachenko A.G., Mirovoy Y.A., Buyakova S.P. Effect of ZrB2-SiC ceramics composition on defect self-healing // Russ. Phys. – 2025. – Vol. 68. – P. 813-818. – DOI:10.1007/s11182-025-03498-w.

5. Densification, mechanical properties, and oxidation behavior of spark plasma sintered TaB2-SiC-BN composites / T. C. Yasgul, B. E. Kayar, I. Akin, G. Goller // J. Eur. Ceram. Soc. – 2024. – Vol. 44, №. 15. – P. 116724. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2024.116724.

6. Buyakov A., Shmakov V., Buyakova S. Dual composite architectonics: Fracture toughness and self-healing of ZrB2–SiC–TaB2 based UHTC // Ceram. Int. – 2023. – Vol. 49. – P. 13648-13656. – DOI:10.1016/j.ceramint.2022.12.241.

Влияние состава порошковой проволоки на структуру и свойства наплавленного металла

Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Повышение ресурса деталей, работающих в условиях абразивного, ударно-абразивного и термического изнашивания, остается одной из ключевых задач при восстановительном ремонте и поверхностном упрочнении. Дуговая наплавка позволяет формировать слой с заданным сочетанием твердости, износостойкости и трещиностойкости, при этом ее эффективность определяется не только режимами процесса, но и составом расходного материала, степенью разбавления основным металлом и особенностями структурообразования при быстром охлаждении. Современные исследования подтверждают, что свойства наплавленного металла во многом зависят от выбора проволоки и системы легирования, а оптимизация состава расходного материала является одним из наиболее эффективных путей повышения эксплуатационных характеристик покрытия [1 – 3].

Актуальность работы связана с необходимостью создания отечественных расходных материалов для восстановительной наплавки, обеспечивающих структуру и свойства, близкие к промышленному эталону EnDotec DO*15. В работе за основу проектирования состава приняли химический состав эталонного наплавленного слоя М0, после чего изготовили три варианта опытной порошковой проволоки и выполнили многослойную наплавку на сталь марки 09Г2С при одинаковых режимах. Такой подход позволил оценить влияние состава шихты, а не технологических факторов, на формирование наплавленного металла.

Структуру и химический состав наплавленных слоев исследовали методами сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной спектроскопии. Дополнительно определяли нанотвердость, модуль Юнга и твердость по HRC методом инструментального индентирования. Полученные результаты показали, что изменение состава шихты закономерно влияет на содержание основных легирующих элементов, а также на соотношение дендритной и междендритной составляющих в структуре наплавленного металла.

Образец М1 (таблица 1) является наименее легированным: в его составе зафиксированы минимальные содержания C, Cr, W, Mo и V, что соответствует более однородной и слабее упрочненной структуре наплавленного металла. Образец М2, напротив, характеризуется повышенным содержанием C, Cr, W и Mo, вследствие чего в нем формируется более развитая дендритно-эвтектическая структура и усиливается карбидная составляющая. Образец М3 занимает промежуточное положение, однако именно по соотношению основных легирующих элементов он наиболее близок к эталону М0, что делает его наиболее подходящим вариантом среди опытных составов.

Таблица 1. Химический состав наплавленного слоя, мас. %

Образец	Содержание, мас. %, элементов в образце														
	Fe	Cr	W	Mo	Mn	Si	C	V	Co	Cu	Ni	P	Al	S	Ti
М0	89,77	5,04	1,52	1,81	0,87	-	0,57	0,41	0,01	-	-	-	-	-	-
М1	93,34	2,40	1,27	1,42	1,27	0,58	0,14	0,14	0,26	0,06	0,05	0,04	0,01	0,01	0,005
М2	87,52	4,54	2,50	2,05	1,75	1,04	1,30	0,30	0,12	0,05	0,02	0,04	0,06	0,001	0,009
М3	84,37	4,94	2,69	2,16	2,02	2,01	0,76	0,58	0,32	0,06	0,05	0,03	0,03	0,004	0,008

Эталонный образец М0 демонстрирует наивысший уровень нанотвердости и твердости среди всех исследованных материалов: нанотвердость составляет 6,20 ГПа, твердость — 60 HRC, а модуль Юнга равен 84,14 ГПа. Среди опытных образцов М1 демонстрирует минимальные показатели – 2,48 ГПа и 27 HRC, что согласуется с его пониженной степенью

легирования. Образец М2 показывает низкую нанотвердость 2,34 ГПа, но отличается максимальным модулем Юнга 95,05 ГПа и твердостью 48,4 HRC. Наиболее удачное сочетание свойств среди опытных вариантов имеет образец М3: нанотвердость составляет 4,91 ГПа, модуль Юнга – 61,19 ГПа, твердость – 54,4 HRC.

Таблица 2. Нанотвердость, твердость и модуль Юнга наплавленного слоя

Образец		Нанотвердость H, ГПа	Модуль Юнга E, ГПа	Твердость, HRC
М0	Среднее	6,20	84,14	60
	Стандартное отклонение	0,26	2,69	-
М1	Среднее	2,48	61,35	27
	Стандартное отклонение	0,08	1,18	-
М2	Среднее	2,34	95,05	48,4
	Стандартное отклонение	0,36	11,88	-
М3	Среднее	4,91	61,19	54,4
	Стандартное отклонение	0,61	2,81	-

Таким образом, изменение состава порошковой проволоки позволяет целенаправленно управлять структурой и механическими характеристиками наплавленного металла. Среди исследованных вариантов именно М3 является наиболее перспективным для приближения свойств наплавленного слоя к промышленному эталону как по совокупности химических, структурных и механических показателей, так и по балансу упрочнения и однородности структуры.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

1. Study of the influence of concentration of carbon-fluorine-containing additive in flux-cored wire of 35V9Kh3SF on the properties of deposited metal / A.V. Mazharin, A.R. Mikhno, I.A. Panchenko, S.V. Konovalov // CIS Iron Steel Rev. – 2025. – No. 2. – DOI:10.17580/cisisr.2025.02.12.
2. Бойко И.А., Гринь А.Г. Влияние состояния поверхности порошковой проволоки на стабильность дугового процесса // Svar. Proizv. – 2014. – № 7. – С. 8–13.
3. New carbon-fluorine additives for welding fluxes / N.A. Kozyrev, R.E. Kryukov, A.V. Roor et al. // Steel Transl. – 2015. – Vol. 45. – P. 251–253. – DOI:10.3103/S0967091215040087.

Напыление титана и его соединений магнетронно-дуговым и тлеюще-дуговым методами с использованием акустоплазменного разряда

Маргарян А.А., Абраамян А.С., Мкртчян А.Г., Чилингарян Р.Ю.
Институт прикладных проблем физики НАН РА, Ереван

В данной работе рассмотрен метод магнетронного напыления диоксида титана (в виде порошка) , нанесенного на поверхность катода. Экспериментальные исследования проводились в акустоплазменном режиме разряда. В качестве буферного газа использовался аргон, или смесь аргона с кислородом.

В процессе распыления на поверхности катода образуются своеобразные микроструктуры - столбики диоксида титана диаметром 0,2-0,5 мм , находящиеся в высокотемпературном состоянии, близком к температуре плавления. По мере протекания разряда данные столбики достигают высоты 1-3 мм , после чего они разрушаются.

Визуальные наблюдения показывают, что наиболее интенсивное и активное распыление материала происходит непосредственно из локальных микродуговых разрядов с вершин этих раскаленных столбиков диоксида титана. При этом появление таких столбиков носит ярко выраженный хаотический характер, жестко ограниченный геометрическими границами зоны магнетронного кольцевого разряда в планарной конфигурации магнетрона. Самосогласованность процесса приводит к модуляционной неустойчивости, которая описывается уравнениями нелинейной акустики. Альпик Мкртчян назвал плазменную среду с модуляционной неустойчивостью - акустоплазмой.

В результате модуляционной неустойчивости однородный пароплазменный поток, который используется для напыления, становится неоднородным, появляются струи и кластеры - контракция разряда. При контракции происходит локализация энергии в малых областях, образуется квазидуговой разряд, что приводит к повреждению поверхности катода. Возникают столбики из порошка на катоде. В экспериментах использовался разработанный в Институте прикладных проблем физики акустоплазменный магнетрон.

Исследовался также метод импульсного тлеюще-дугового напыления чистого титана в атмосфере аргона. Давление газа 10-40 Торр. Разряд назван импульсным тлеюще-дуговым, потому что за время каждого импульса он проходит обе стадии. Использован режим акустоплазменной раскачки дугового разряда.

В обоих способах напыления модуляционная неустойчивость может играть и положительную роль - приводит к самоорганизации структуры напыляемого вещества на подложке и может улучшить внешний вид и однородность напыляемых пленок.

Приведены электронные схемы, приведенные в результатах экспериментов, устройств и экспериментов.

Модификация пористых материалов наночастицами Ag

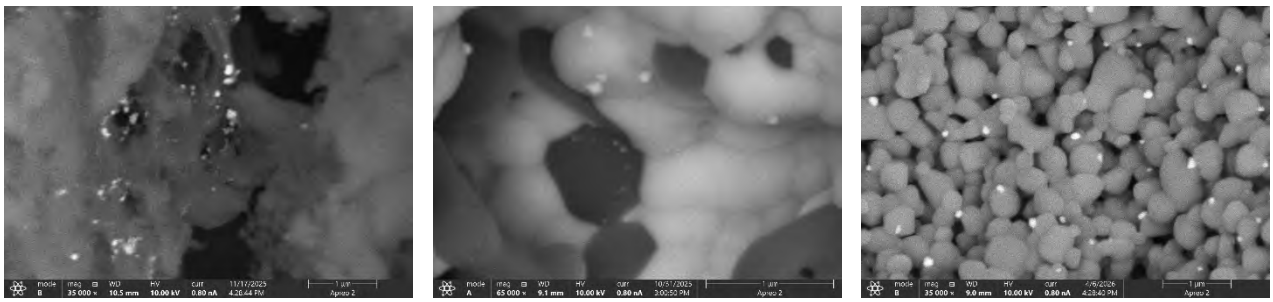
Матульская Е.И., Казанцев С.О., Ворнакова Е.А., Ложкомоев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Наночастицы серебра являются одними из наиболее эффективных и доступных неорганических материалов с высокой антибактериальной активностью [1]. Именно с этим свойством связано их разнообразное применение: частицы серебра входят в состав фильтров для очистки воды [2] и воздуха [3], покрытий для имплантов [4], что препятствует образованию биопленок [5], а также они эффективны в отношении штаммов с множественной лекарственной устойчивостью [6], поэтому они используются в качестве комбинированной терапии с антибиотиками [7].

Использование частиц серебра в составе фильтров для очистки воды от микроорганизмов и органических загрязнителей – одно из возможных решений проблемы доступности питьевой воды. С учетом возможной вариации состава таких фильтров и способов модификации наночастицами серебра, появляется возможность существенного повышения их антибактериальных и каталитических свойств.

Коллективом авторов была исследована возможность модификации пористых объемных материалов (активированного угля из кокосовых волокон, алюмоциркониевой керамики и диоксида титана) путем термической фрагментации частиц серебра, полученных электрическим взрывом проволоки, предварительно иммобилизованных на поверхности данных материалов.

Образцы пропитывали спиртовой суспензией частиц Ag, сушили и подвергали термической обработке при 400 °C на протяжении 4 часов. В результате нагрева происходила фрагментации электровзрывных частиц Ag с образованием наночастиц размером 2–80 нм (рис. 1).



а б в

Рис. 1. СЭМ-изображения активированного углерода (а) из кокосовых волокон, пористой ATZ керамики (б) и пористого TiO_2, модифицированных наночастицами Ag (в)

В результате термической фрагментации частиц Ag на поверхности пористых материалов была значительно повышена их антибактериальная и/или фотохимическая активность. Описанный эффект может быть использован для модификации наночастицами Ag различных материалов, стабильных при температурах от 400 °C и выше. Он не требует использования дополнительных химических реагентов или стабилизаторов.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00598, https://rscf.ru/project/25-19-00598.

1. Effect of size, shape and surface functionalization on the antibacterial activity of silver nanoparticles / A. Menichetti, A. Mavridi-Printezi, D. Mordini, M. Montalti // J. Funct. Biomater. – 2023. – Vol. 14. – №. 5. – P. 244. – DOI:10.3390/jfb14050244.
2. Green-synthesized silver nanoparticle-enhanced nanofiltration mixed matrix membranes for high-performance water purification / N. Bashir, M. Afzaal, A. L. Khan [et al.] // Sci. Rep. – 2025. – Vol. 15. – №. 1. – P. 1001. – DOI 10.1038/s41598-024-83801-w.
3. Chueachot R., Promarak V., Saengsuwan S. Enhancing antibacterial activity and air filtration performance in

electrospun hybrid air filters of chitosan (CS)/AgNPs/PVA/cellulose acetate: Effect of CS/AgNPs ratio // Sep. Purif. Technol. – 2024. – Vol. 338. – P. 126515. – DOI 10.1016/j.seppur.2024.126515.
4. An antibacterial coated polymer prevents biofilm formation and implant-associated infection / H. Ishihama, K. Ishii, S. Nagai [et al.] // Sci. Rep. – 2021. – Vol. 11. – № 1. – P. 1–12. – DOI 10.1038/s41598-021-82992-w.
5. A self-healing nanocomposite coating with antibacterial, biocompatibility and self-cleaning properties / Y. Zhu, J. Zhang, Y. Quan [et al.] // Mater. Des. – 2021. – Vol. 206. – P. 109799. – DOI 10.1016/j.matdes.2021.109799.
6. Facile green synthesis of silver nanoparticles using aqueous leaf extract of Origanum majorana with potential bioactivity against multidrug resistant bacterial strains / M. T. Yassin, F. O. Al-Otibi, A. A. F. Mostafa, A. A. Al-Askar // Crystals. – 2022. – Vol. 12. – №. 5. – P. 603. – DOI 10.3390/cryst12050603.
7. Silver nanoparticles enhance the efficacy of aminoglycosides against antibiotic-resistant bacteria / A. S. Dove, D. I. Dzurny, W. R. Dees [et al.] // Front. Microbiol. – 2023. – Vol. 13. – P. 1064095. – DOI:10.3389/fmicb.2022.1064095.

Возможности изучения приповерхностных одномерных неоднородностей образцов рентгенодифракционным методом в цкп «Нанотех»

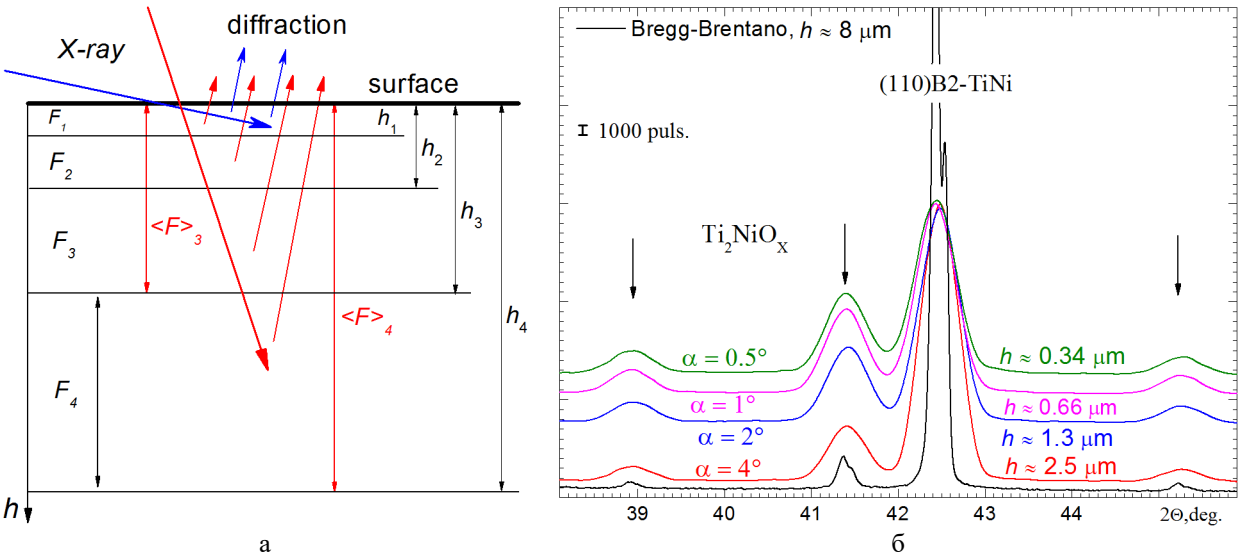
Миронов Ю.П.

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Основная часть рентгенодифракционных методик подразумевает получение усреднённой информации о структуре фаз находящихся в эффективно отражающем объёме образца. Этот объём обычно имеет размеры по длине и ширине в несколько миллиметров и от одного до сотен микрон (в зависимости от величины поглощения материалом излучения данной длины волны) по толщине вглубь образца. С другой стороны большинство термообработок металлических изделий, а также широко развиваемые в настоящее время, методы поверхностной модификации материалов создают в приповерхностном слое образца неоднородную структуру с градиентом физических характеристик вдоль нормали к плоскости поверхности. При этом, если толщина градиентного слоя соизмерима с толщиной эффективного рентгеноотражающего слоя, то такой объект можно изучать неразрушающим методом. Толщину эффективно отражающего слоя образца (h) можно менять посредством выбора длины волны рентгеновского излучения и геометрической схемы съёмки [1]. Использование современного дифрактометра оборудованного системой формирования параллельного скользящего пучка позволяет получать качественные дифрактограммы от приповерхностных слоёв различной толщины. Примером такого дифрактометра является ДРОН-8Н (ИЦ «Буревестник», Санкт-Петербург, ЦКП «Нанотех», ИФПМ СО РАН).

В докладе представлен алгоритм восстановления координатных зависимостей структурно-фазовых характеристик по глубине образца из набора дифракционных картин полученных для различных толщин эффективно отражающего слоя образца.

При наличии в образце неоднородности некой физической величины $F(h)$ по глубине от поверхности (процентное содержание фазы, величина макро- и микроискажений кристаллической решётки и т.п.) дифракционный эксперимент даёт её усреднённое значение $\langle F(h)\rangle$ с экспоненциальным снижением объёмного вклада по мере роста h. Если взять постоянным шаг h в логарифмической шкале: $\Delta\ell n(h) = const$ (рис. 1а), то диапазон доступных глубин можно разбить на слои равных вкладов. Тогда из полученного в эксперименте набора средних величин для i слоёв $\langle F(h)\rangle_i$ можно получить набор их локальных средних значений в i-м слое F_i [2].



а б

Рис. 1. Различие усреднений по толщине эффективно отражающего слоя образца $\langle F\rangle_i$ и по толщине i–го слоя F_i (а); фрагменты дифрактограмм образца сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после отжига при 800˚С и закалки в воду, полученные в симметричной и асимметричных схемах съёмки (б), α - угол скольжения в асимметричных съёмках

Для минимально достижимой в эксперименте толщины исследуемого

приповерхностного слоя h_1, эти величины следует считать совпадающими: $F_1 = \langle F \rangle_1$. Тогда получаем, например, $\langle F \rangle_2 = (F_1+F_2)/2$ и так далее. Откуда можно получить общую формулу:

$$F_i = i\langle F \rangle_i - (i-1)\langle F \rangle_{i-1} \quad (1)$$

Одним из недостатков реализации простейшего дискретного метода получения $F(h)$ является ограниченность числа шагов равного вклада. На практике оно не превышает шести при использования фиксированной длины волны рентгеновского излучения. Однако переход от усреднённых к локальным (F_i) величинам может быть проведён и для непрерывных функциональных зависимостей $\langle f(h) \rangle$ и $f(h)$, где в качестве $\langle f(h) \rangle$ можно взять аппроксимирующую функцию для полученных экспериментальных точек $\langle F(h) \rangle_i$. В этом случае требование одинакового вклада отдельных слоёв в среднюю величину $\langle f(h) \rangle$, как и выбора шага $\Delta \ell n(h) = const$, отсутствует, а для корректного подбора функции аппроксимации, количество и локальную густоту экспериментальных точек можно оптимизировать в зависимости от быстроты изменения $\langle f(h) \rangle$. Получена формула для нахождения локального значения искомой функции [2]:

$$f(h) = \langle f(h) \rangle + h \cdot \frac{d\langle f(h) \rangle}{dh} \quad , \quad (2)$$

где величина h в левой части формулы имеет физический смысл координаты от поверхности вглубь образца.

На рис. 1б представлены фрагменты дифрактограмм образца сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, полученные на дифрактометре ДРОН-8Н в симметричной и асимметричных схемах съёмки. Образец был отожжён при температуре 800°С в течение 30 минут в титановой фольге в атмосфере гелия с последующей закалкой в воду. Изменения дифракционной картины при изменении толщины эффективно отражающего дифракционного слоя (геометрии съёмки) свидетельствует о возникшей в процессе отжига приповерхностной неоднородности. Из рис. 1б видно, что если в съёмке при максимальной толщине слоя преобладают рефлексы фазы B2 интерметаллида TiNi, то при утонении дифракционного слоя преобладающими становятся рефлексы фазы Ti_4Ni_2O (кубическая структура типа Ti_2Ni). Построение графиков нормированных интенсивностей рефлексов фаз в зависимости от толщины дифракционного слоя и переход к координатным зависимостям по формулам (1) или (2) позволяет оценить масштаб возникшей приповерхностной фазовой неоднородности. При наличии в образце текстуры, для анализа следует использовать максимально широкий интервал углов дифракции.

Наиболее полезным приведённый алгоритм представляется при анализе величин упругих деформаций кристаллических решёток. В данном эксперименте установлено наложение двух физических вкладов: неоднородности структурного состояния фазы B2 (вследствие её приповерхностного обеднения по титану) и возникшими по этой причине приповерхностными напряжениями 1-го рода. Показано, что традиционный анализ по методу $\sin^2\psi$ без учёта усреднения по толщине слоя приводит к ложной интерпретации напряжений. Предложенный подход позволил разделить указанные вклады, и оценить возникшую приповерхностную концентрационную неоднородность кристаллической решётки B2 никелида титана [2].

Менее полезен приведённый алгоритм при анализе интегральных ширин дифракционных линий. Причиной этого является переменный инструментальный фактор при изменении геометрии съёмки. В частности, на рис. 1б видны широкие дифракционные линии асимметричных съёмок, где основной вклад – инструментальный.

Работа выполнена по теме государственного задания ИФПМ СО РАН (проект № FWRW–2026–0005).

1. Mironov Y.P., Meisner L.L., Lotkov A.I. The structure of titanium nickelide surface layers formed by pulsed electron-beam melting // Technical Physics. – 2008. – Vol. 53. – P. 934–942. – DOI:10.1134/S1063784208070189/METRICS.
2. Mironov Yu., Vorontsov A., Savchenko N. Reconstruction of depth-dependent structural characteristics from X-ray diffraction data in gradient materials // NDT and E International. – 2026. – DOI: 10.1016/j.ndteint.2026.103744.

Влияние старения на структуру и фазовый состав сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после закалки из области гомогенности B2 фазы

Миронов Ю.П., Лотков А.И., Химич М.А.

ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Усталостная долговечность медицинских изделий из никелида титана с эффектами памяти формы и сверхэластичности во многом определяется микроструктурой и фазовым составом сплава. Медицинские имплантаты с использованием эффекта сверхэластичности часто изготавливают из двойных сплавов никелида титана с избыточным содержанием атомов Ni относительно эквиатомного состава в количестве 50,7–50,9 ат.% [1, 2]. Эти сплавы проявляют эффект сверхэластичности в области температур человеческого тела. В большинстве современных исследований базовой термообработкой является закалка из области температур гомогенности высокотемпературной B2 фазы [1-3]. Однако последующие температуры и времена старения образцов для достижения высокого сопротивления усталости сплавов на основе никелида титана с содержанием атомов Ni 50.7–50.9 ат.% при реализации эффекта сверхэластичности являются предметом поиска [3].

Цель работы: исследовать методом РСА влияние старения на структуру и фазовый состав сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после закалки образцов из области гомогенности B2 фазы.

Образцы сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ ат.% для исследований вырезали электроэрозионно из пластины толщиной 1 мм. Удаляли поверхностный слой механической шлифовкой и отжигали в титановой фольге при температуре 800°C в течение 30 минут в атмосфере гелия с последующей закалкой в воду. Затем делили на 4 группы, 3 из которых подвергали различным отжигам: при 300, 400 и 500°C в течение 1 часа с закалкой в воду. Удаляли поверхностный слой механической шлифовкой и электролитической полировкой. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-8Н (ИЦ «Буревестник», Санкт-Петербург, ЦКП «Нанотех») в излучении CuKα с использованием температурной приставки ТТК-600 (Anton Paar, Грац, Австрия).

После закалки от 800°C образцы при комнатной температуре находятся в состоянии B2 фазы с наличием около 1 об.% фазы Ti_4Ni_2O (рис. 1). Мартенситное превращение (МП) осуществляется по схеме B2↔B19′ с температурами начала прямого Мн и обратного Ан превращений -17 и -23°C, соответственно. Кристаллическая структура фазы B2 при комнатной температуре обладает высокой степенью однородности и совершенства: величина микроискажений решётки (<ε>) не превышает 0.01%, а размер областей когерентного рассеяния (ОКР, <D>) превышает 200 нм.

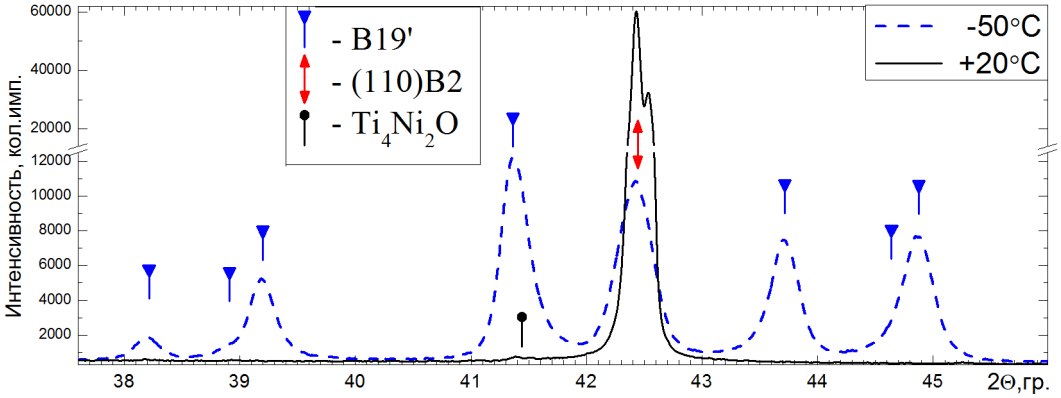


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм полученных при комнатной температуре и при -50°C образца сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после отжига при 800°C, 30 минут с закалкой в воду

В отожжённых образцах при 300°C, 1 час, при комнатной температуре наблюдается наиболее сложное структурно–фазовое состояние: B2 фаза по-прежнему преобладает, однако в аномально широких основаниях её отражений можно выделить характерные отражения R фазы (рис. 2). Кроме того, для корректной аппроксимации результирующего

экспериментального дифракционного профиля, необходим дополнительный широкий рефлекс, угловое положение которого мало отличается от положения рефлекса (110)B2. На рисунке 2 он обозначен как (110)B2′. Нагрев образца приводит к исчезновению отражений R фазы, в то время как широкие рефлексы B2′ сохраняются (рис 2б). Данный эффект трактуется в работе как признаки формирования в B2 фазе предвыделений типа зон Гинье-Престона, которые предшествуют образованию частиц Ti_3Ni_4. Анализ полуширин рефлексов B2′ показал выраженное несовершенство этой кристаллической структуры: $\langle D \rangle \approx 31$ нм, $\langle \varepsilon \rangle \approx 0.21\%$. Объёмное содержание структуры типа B2′ оценено в 25%. Последовательность прямого МП в образце после данной термообработки сменяется на B2→R→B19′, а температурный интервал МП возрастает в 2 раза.

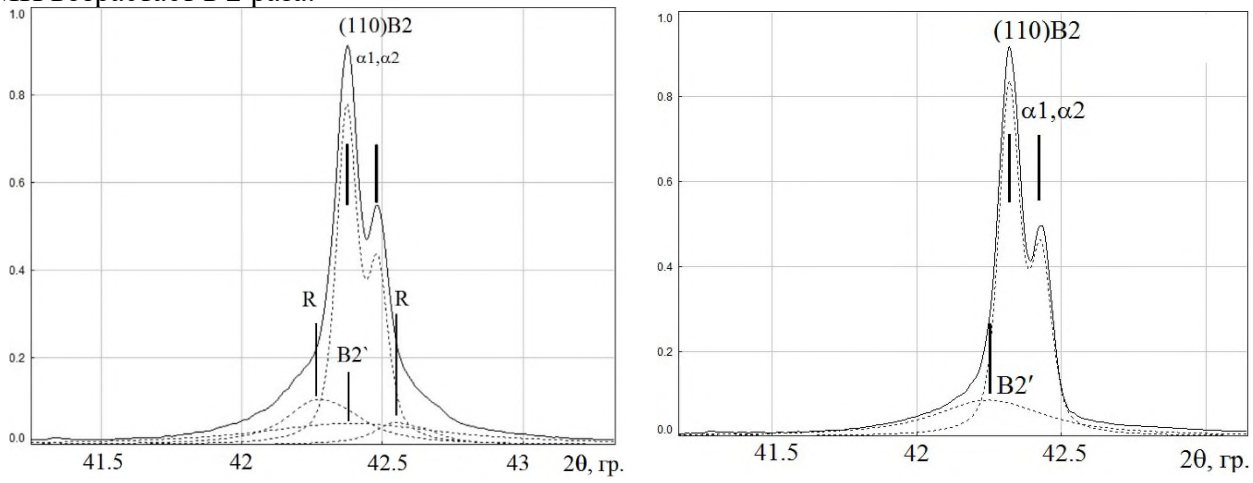


Рис. 2. Разделение на составляющие фрагментов дифрактограмм образца сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после отжига при 800°C, 30 минут + 300°C, 1 час. Сплошная линия – экспериментальный профиль, пунктиры – профили составляющих: B2, R, B2′. Дифрактограммы получены при 20°C (а) и 150°C (б)

В образцах после отжига при 400°C, при комнатной температуре доля B2 фазы увеличивается, R фаза сохраняется на уровне 10 об.%. Обнаруживается появление наиболее интенсивного отражения структуры типа Ti_3Ni_4.

В образцах после отжига при 500°C, при комнатной температуре преобладает B2 фаза, рефлексы R фазы и B2′ отсутствуют, а объёмная доля фазы Ti_3Ni_4 увеличивается до 4%.

Таким образом, начальный этап старения сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после закалки из области гомогенности B2 фазы формирует наиболее сложное структурно-фазовое состояние и поднимает температуру начала МП B2→R. При увеличении температуры старения формируется фаза Ti_3Ni_4, а B2 фаза стремится к однородному состоянию состава ближе к эквиатомному относительно исходного. Совокупность полученных результатов позволяет предположить, что для достижения высокой усталостной долговечности наиболее значимое упрочнение образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ может быть реализовано в интервале температур отжига 300–400°C.

Работа выполнена по теме государственного задания ИФПМ СО РАН (проект № FWRW–2026–0005).

1. Nitinol type alloys general characteristics and applications in endodontics / L.A. Dobrzański, L.B. Dobrzański, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, J. Dobrzańska // Processes. – 2022. – Vol. 10. – P. 101. – DOI:10.3390/pr10010101
2. Biomedical NiTi and β-Ti alloys: from composition, microstructure and thermo-mechanics to application / A. Nespoli, F. Passaretti, L. Szentmiklósi, et al. // Metals. – 2022. – Vol. 12(3). – P. 406. – DOI:10.3390/met12030406.
3. Effect of original structure on aging-induced microstructure and transformation behavior of Ni-rich NiTi alloy using various aging modes / E. Ryklina, K. Polyakova, A. Konopatsky, et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1010. – P. 177859. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2024.177859.

Закономерности фазовых превращений в Al-Li сплавах 3-го поколения и их лазерных сварных соединений в зависимости от соотношения Cu/Li

[1,2]Миронова М.И., [2]Маликов А.Г., [3]Шмаков А.Н.

[1]Новосибирский государственный университет, Новосибирск

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

[3]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Центр коллективного пользования "Сибирский кольцевой источник фотонов", Института катализа им. Борескова СО РАН, Новосибирск

Al-Li сплавы 3-го поколения широко используются в авиационной и аэрокосмической промышленности благодаря высокой удельной прочности и жесткости [1, 2]. Требуемый уровень свойств достигается управлением фазовыми составом через легирование и термомеханическую обработку. Система легирования определяет набор упрочняющих фаз: в сплавах системы Al-Cu-Li основными упрочняющими фазами являются [1, 3] δ'(Al_3Li), T_1(Al_2CuLi) и Ω'(Al_2Cu), тогда как в сплавах с дополнительным легированием Mg формируется упрочняющая фаза S'(Al_2CuMg), что усложняет картину фазовых превращений. Температурные границы существования этих фаз существенно зависят от концентрации Cu и соотношения Cu/Li, а также от присутствия Mg [4]. Однако существующие модели не описывают полную кинетику выделения фаз во всем диапазоне химических составов и термических циклов, особенно с учетом конкуренции между фазами и влияния Mg на последовательность их образования.

В процессе лазерной сварки упрочняющие фазы могут растворяться или формироваться по границам зерен, ухудшая механические характеристики. Последующая термическая обработка позволяет восстановить свойства сварного шва [5, 6]. Применение дифракции синхтронного излучения (СИ) в режиме *in situ* позволяет контролировать изменение фазового состава при нагреве. Альтернативный метод - дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) – показывает тепловые эффекты фазовых переходов, но не идентифицирует природу фаз. Сочетание методов дает взаимодополняющую информацию: точные температуры переходов и прямую структурную идентификацию.

Исследованы промышленные сплавы В-1461, В-1469, 1424, 1441 и их лазерные сварные швы. Анализ фазовых превращений проведен методом ДСК (нагрев от 30 до 600°C со скоростью 5°C/мин в атмосфере газа Ar со скоростью потока газа 150 мл/мин) и *in situ* дифракцией СИ на станции «Прецизионной дифрактометрии II» (нагрев от 30 до 600°C со скоростью 5°C/мин, охлаждение 20°C/мин в потоке воздуха).

Сопоставление ДСК-кривых и данных *in situ* дифракции СИ четырех сплавов позволило установить влияние соотношения Cu/Li на кинетику фазовых превращений. Увеличение содержания Cu сдвигает термические эффекты в область высоких температур и обеспечивает разделение стадий выделения тройных фаз.

В сплаве В-1469 (Cu/Li~3,25) выделение T_1(Al_2CuLi) и T_2(Al_6CuLi_3) происходит последовательно с четкими пиками при ~170°C и ~243°C, что коррелирует с регистрацией рефлексов этих фаз до ~500°C по данным *in situ* дифракции СИ.

В сплаве В-1461 (Cu/Li~1,5) эти процессы размыты из-за дефицита Cu и конкуренции фаз; *in situ* дифракция СИ подтверждает нестабильность фазы T_3(Al_5CuLi_3) в этом сплаве – она не восстанавливается при охлаждении.

В сплаве 1441 (Cu/Li~1.2, с Mg) формирование фазы T_1(Al_2CuLi) подавлено конкуренцией с фазой S'(Al_2CuMg) за атомы Cu; выделение и рост фазы S'(Al_2CuMg) зафиксирован при 260-265°C. По данным *in situ* дифракции СИ, в исходном сплаве 1441 рефлексы S'(Al_2CuMg) проявляются с 516°C, а T_3(Al_5CuLi_3) с 556°C.

Для сплава 1424 (без Cu) предложена гипотеза о линии сольвуса Al_2MgLi между 200°C и 500°C. Фаза δ'(Al_3Li) растворяется при температуре ~180°C.

Во всех сварных швах отсутствует эндотермический пик растворения фазы δ'(Al_3Li), что

подтверждает ее отсутствие после лазерной сварки. Основные отличия сварных швов от исходных сплавов: сдвиг температур выделения интерметаллидов и изменение формы кривых в области высоких температур вследствие дендритной ликвации и внутренних напряжений.

В интервале 550-600°C для Cu-содержащих сплавов фиксируется формирование пересыщенного твердого раствора. *in situ* дифракция СИ подтверждает: при ~600°C интенсивность рефлексов Al падает (начало плавления), а при охлаждении фиксируется сдвиг рефлексов Al вправо, интерпретируемый как обеднение матрицы легирующими элементами. Для сплава 1424 в этом диапазоне наблюдается плато (577-598°C), свидетельствующее о равновесии системы без фазовых переходов.

Целью данной работы является установление закономерностей изменения фазового состава сплавов В-1461, В-1469, 1424 и 1441 и их лазерных сварных соединений при термическом воздействии с использованием методов ДСК и *in situ* дифракции СИ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-00037, https://rscf.ru/project/23-79-00037/»

1. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova J.S. Development and Application Prospects of Aluminum–Lithium Alloys in Aircraft and Space Technology // Metallurgist. – 2021. – Vol. 65, № 1–2. – P. 72–81.
2. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Aluminium Lithium Alloys // Fundamentals of Aluminium Metallurgy / Ed. by ... – Elsevier, 2018. – P. 387–438.
3. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А. Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки. – М.: ВИАМ, 2019. – 367 с. – ISBN 9785905217500.
4. Eswara Prasad N., Ramachandran T.R. Phase Diagrams and Phase Reactions in Al-Li Alloys // Aluminum-Lithium Alloys. – 2014. – P. 61-97.
5. Evolution of the Phase Composition of High-Strength Laser Welded Joints of Aluminum-Lithium Alloys. 2. Structural and Phase Composition After Heat Treatment / A.G. Malikov, M.I. Mironova, I.E. Vitoshkin et al. // Met. Sci. Heat Treat. – 2025. – Vol. 67, № 3-4. – P. 198–203.
7. Effect single-stage and three-stage aging treatment on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of laser-welded joint Al-Cu-Li alloy / A. Malikov, M. Mironova, I. Vitoshkin et al. // Weld. World. – 2025. – Vol. 69. – P. 1915–1939.

Трибологическое поведение алюминиевой бронзы с поверхностным легированием порошками Al–Ni, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиевые бронзы применяются для деталей, работающих в условиях трения, коррозии и высоких контактных нагрузок, благодаря сочетанию прочности, пластичности, низкой магнитной проницаемости и износостойкости. Алюминий способствует образованию защитной оксидной плёнки и фазы β-Cu_3Al, повышающей износостойкость и снижающей коэффициент трения. Перспективным направлением является создание градиентных поверхностных слоёв, в которых твёрдые фазы обеспечивают сопротивление износу, а бронзовая основа сохраняет необходимую пластичность и трещиностойкость. Свойства и коррозионная стойкость сплавов Cu–Al–Ni подтверждают перспективность данного подхода [1-3].

Повышение служебных характеристик бронз достигается термической и деформационной обработкой, а также дополнительным легированием: железо повышает прочность, никель — коррозионную стойкость. Для модифицирования поверхности применяют газодуговую, лазерную и фрикционно-перемешивающую обработку. В отличие от этих методов электронно-лучевое аддитивное производство (EBAM) позволяет локально изменять состав наиболее нагруженных участков детали; вакуумная среда процесса особенно важна для меди и алюминия, склонных к окислению [2].

Цель работы — исследование структуры и трибологических свойств алюминиевой бронзы с поверхностным легированием Al и Ni, полученной методом EBAM. Основу образцов выращивали из проволоки CuAl7; на её поверхность наносили порошковые смеси чистых Al и Ni в соотношениях Al:Ni = 1:2 и 2:1, затем переплавляли их совместно с бронзовой проволокой и дополнительно обрабатывали электронным лучом для повышения однородности слоя. Были получены материалы с приповерхностными слоями Cu–8Al–8Ni и Cu–10Al–5Ni; часть образцов подвергали гомогенизационному отжигу при 900 °C в течение 30 мин и закалке в воде. Электронно-лучевая аддитивная печать позволяет эффективно управлять структурой многокомпонентных медных сплавов [2, 3].

Установлено, что применение смеси Al:Ni = 2:1 обеспечивает упрочнение материала и снижение коэффициента трения и износа. В исходном состоянии структура такого слоя представлена фазами α-Cu(Al,Ni) и β′-Cu_3Al, а после закалки — α-Cu(Al,Ni) и мартенситом β′$_1$-Cu_3Al типа 18R. При скольжении мартенситные фазы испытывают переориентацию вариантов вследствие обратимых деформационно-индуцированных превращений, что препятствует накоплению пластической деформации. Использование смеси Al:Ni = 1:2 приводит к выделению частиц NiAl: мелких в исходном состоянии и более крупных после закалки; их размер и распределение не обеспечивают эффективного дисперсионного или композиционного упрочнения. Толщина трибологически модифицированного слоя коррелирует с величиной износа: с её увеличением износ возрастает.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

1. Corrosion Behaviour of CuAlNi SMA in Different Coastal Environments / G. Vastag, Š. Ivošević, D. Nikolić, G. Vukelić, R. Rudolf // Int. J. Electrochem. Sci. – 2021. –Vol. 16. – Art. 21121. – DOI: 10.20964/2021.12.12.
2. Strengthening mechanisms for multicomponent Cu(Al)/Fe(Cr,Ni) alloys produced via dual-wire electron beam additive manufacturing / A. Panfilov, A. Zykova, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev, A. Vorontsov // Physica B: Condensed Matter. – 2025. – Vol. 718. – Art. 417884. – DOI: 10.1016/j.physb.2025.417884.
3. Phase formation and morphological characteristics of aluminum bronze and nickel alloy composites produced by the additive manufacturing process / A. Vorontsov, D. Gurianov, A. Zykova, S. Nikonov, A. Chumaevskii, E. Kolubaev // Scr. Mater. – 2024. – Vol. 239. – Art. 115811. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2023.115811.

Структура и гидридное диспергирование высокоэнтропийного сплава TiVCrZrNi

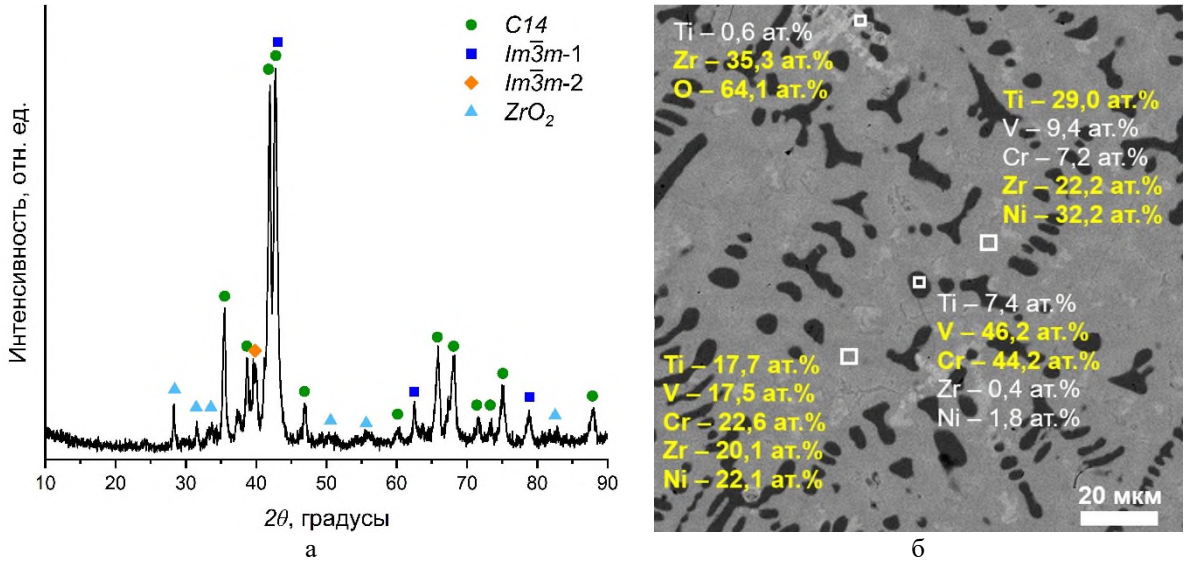
Мурашкина Т.Л., Камелина К.Д.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В последнее время высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют особый интерес в качестве материалов для хранения водорода, благодаря способности поглощать до 2,5 Н/М, что превосходит аналогичные характеристики классических гидридных материалов на основе титана и ванадия, например, TiVCr, который обладает теоретической емкостью до 2 Н/М [1]. Несмотря на растущее число исследований ВЭС для хранения водорода, недостаточно изучены закономерности активации и диспергирования в системах, содержащих одновременно элементы с различной электроотрицательностью и склонностью к образованию гидридов. В связи с этим, целью данной работы было изучение структурно-фазового состояния слава TiVCrZrNi в процессе гидридного диспергирования (ГД).

В рамках данной работы был синтезирован эквиатомный сплав TiVCrZrNi методом дуговой плавки в атмосфере аргона. Структурно-фазовое состояние и микроструктура синтезированных сплавов исследовались методами рентгеноструктурного анализа (РСА) с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 7000S и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью микроскопа TESCAN Vega 3 SBU (Чехия), оснащенного энергодисперсионным анализатором. Процесс ГД осуществляли на автоматизированном комплексе GRAM (Gas Reaction Automated Machine, Томск, Россия), который работает по типу Сиверста, при следующих параметрах: подача водорода до давления 30 атмосфер при комнатной температуре с выдержкой образца в течение 60 минут для завершения реакции гидрирования (падение давления) и дальнейшем вакуумировании. Абсолютное содержание водорода было определено методом плавления образцов в автономной электродной печи в среде инертного газа с использованием анализатора водорода RHEN 602 фирмы Leco.

Согласно данным РСА литой синтезированный сплав TiVCrZrNi представлен смесью фаз: гексагональной фазы Лавеса С14 ($P63/mmc$) с параметрами решетки a=5,057 Å и c=8,232 Å, ОЦК-структурой ($Im\bar{3}m$) с параметрами решетки a=2,969 Å, а также включениями ZrO_2 (рис. 1а). Помимо перечисленных фаз наблюдается широкий рефлекс для $2\theta \approx 39{,}82$ градусов, вероятно, обусловленный наличием дополнительной мелкодисперсной фазы (предположительно ОЦК-структурой ($Im\bar{3}m$) с параметрами решетки a=3,198 Å).



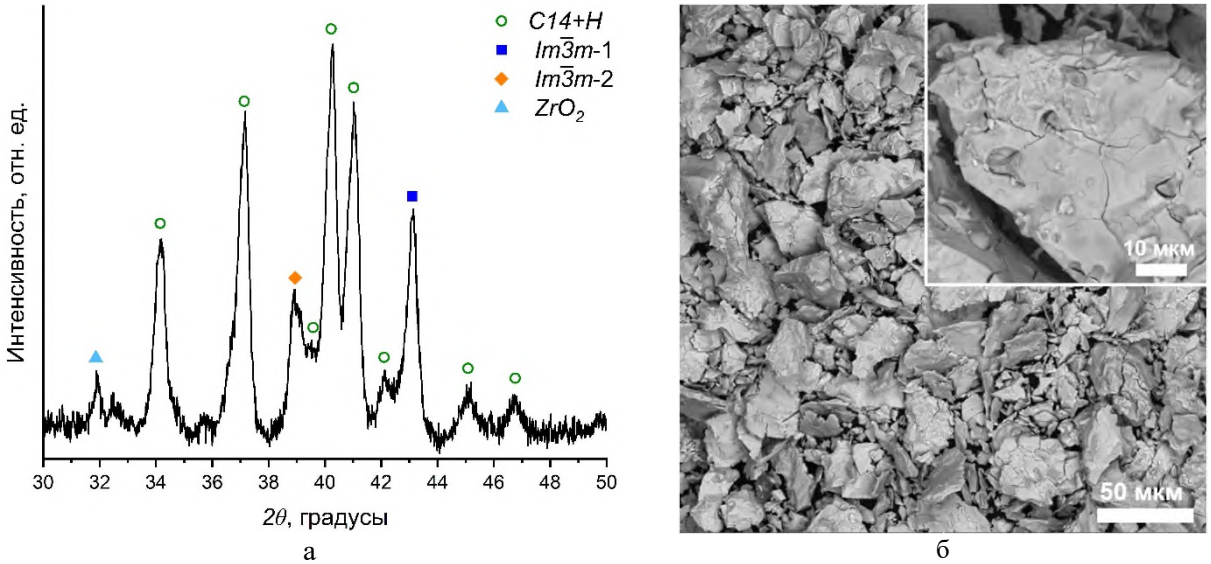
а б

Рис. 1. Дифрактограмма (а) и СЭМ-изображение (б) синтезированного сплава TiVCrZrNi

Микроструктура синтезированного сплава TiVCrZrNi (рис. 1б) представлена несколькими контрастами: основная матрица серого контраста, состоящая преимущественно из Ti, Zr и Ni, и темно-серые дендритные области с преобладающим содержанием V и Cr.

Также присутствуют светло-серые контрасты («пористые» области), соответствующие формированию диоксида циркония. Стоит отметить, что наблюдается диффузионная область в матрице, элементный анализ которой свидетельствует об относительно равном соотношении всех пяти элементов. На основе данных РСА и элементного анализа можно предположить, что основная матрица сплава TiVCrZrNi (серый контраст) представлена гексагональной фазой Лавеса AB2 с примерным составом (Ni,Ti,Zr) [2], области темно-серого контраста представлены ОЦК-фазой VCr, а диффузионная область – эквиатомной ОЦК-фазой.

После гидридного диспергирования, согласно данным РСА (рис. 2а), кристаллическая структура сплава TiVCrZrNi представлена аналогичными фазами. При этом, рефлексы фазы Лавеса C14 смещены в сторону меньших углов, что свидетельствует о значительном увеличении параметров решетки (a=5,247 Å и c=8,565 Å) по сравнению с литым состоянием и связано с формированием твердого раствора водорода в кристаллической структуре, поэтому она была идентифицирована как C14+H. Кубические фазы в результате взаимодействия водорода существенно не изменили параметры решетки: a=2,965 Å для VCr и a=3,270 Å для эквиатомной фазы. Формирование твердого раствора водорода в структуре диспергированного сплава подтверждается остаточным содержанием водорода, которое составило порядка 1,11 масс.%.



а б

Рис. 2. Дифрактограмма (а) и СЭМ-изображения (б) порошков синтезированного сплава TiVCrZrNi после гидридного диспергирования

Согласно данным СЭМ (рис. 2б) при взаимодействии водорода со сплавом TiVCrZrNi наблюдается измельчение на осколочные частицы со средним размером порядка 30 мкм, с присутствием крупных хрупких частиц до 100 мкм. Данное растрескивание характерно для фаз Лавеса ввиду их хрупкости, особенно при комнатной температуре [3]. Распространение трещин происходит преимущественно по границам раздела фаз, особенно в областях, обогащенных хромом и кислородом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ № 25-22-00385.

1. Hydrogen storage in TiVCr (Fe, Co)(Zr, Ta) multi-phase high-entropy alloys / F. Zareipour, H. Shahmir, Y. Huang, A.K. Patel, E.M. Dematteis, M. Baricco // Int. J. Hydrogen Energy. – 2024. – Vol. 94. – P. 639–649. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2024.11.109.
2. Structural investigations by neutron diffraction of equi-atomic Zr–Ti (V)–Ni (Co) compounds and their related hydrides / M. Bououdina, B. Lambert-Andron, B. Ouladdiaf, S. Pairis, D. Fruchart // J. Alloys Compd. – 2003. – Vol. 356. – P. 54–58. – DOI: 10.1016/S0925-8388(03)00166-X.
3. The mechanical properties and the deformation microstructures of the C15 Laves phase Cr2Nb at high temperatures / A.V. Kazantzis, M. Aindow, I.P. Jones, G.K. Triantafyllidis, J.T.M. De Hosson // Acta Mater. – 2007. – Vol. 55. No. 6. – P. 1873. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.10.048.

Антифрикционные свойства и структура политетрафторэтилена, модифицированного углеродным волокном

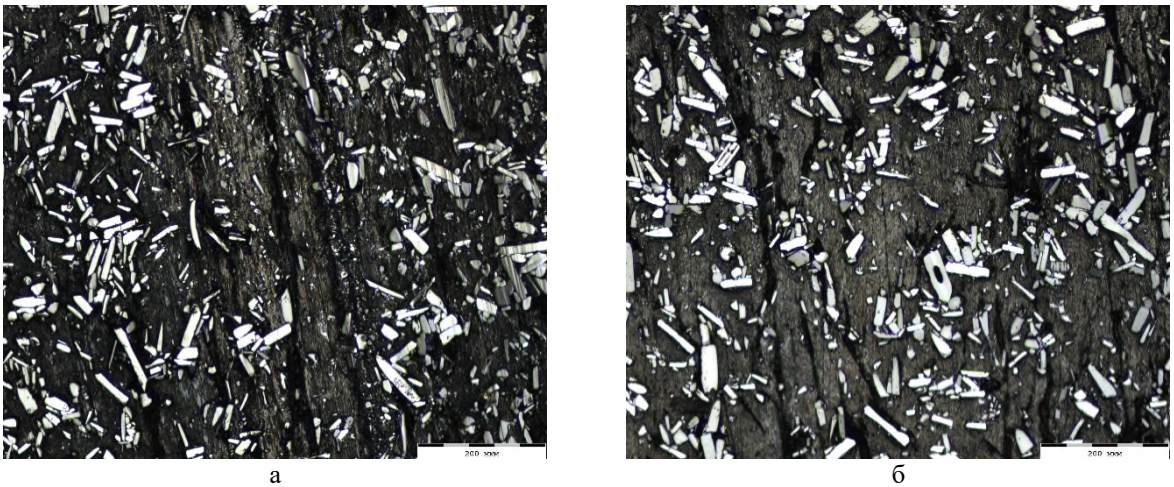
Негров Д.А., Путинцев В.Ю., Глотов А. И., Вебер Д.А.
Омский государственный технический университет, Омск

При производстве деталей для химической, нефтегазовой, криогенной и холодильной промышленности, одним из ключевых узлов систем выступают элементы поршневой группы, эксплуатируемые в условиях ограниченной смазки или сухого трения, значительных нагрузок и воздействия химически активных сред [1-2].

Перспективным полимерным материалом в таких узлах служит политетрафторэтилен (ПТФЭ). Частично-кристаллическое строение ПТФЭ с ламеллярной (пачечной) структурной организацией, определяет свойства полимерного материала, в котором кристаллические области обеспечивают сверхнизкое трение, в следствии формирования пленки переноса в зоне контакта. Тонкий поверхностный слой позволяет частицам скользить относительно друг друга, без значительной адгезии [3]. Однако ПТФЭ склонен к хладотекучести и интенсивному износу (при повышенных скоростях скольжения и значительных нагрузках), что требует введения модификаторов и производства полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе ПТФЭ для применения в узлах триботехнического назначения.

Рассмотрим проблематику и актуальность исследования на примере узла поршневого безмаслянного газового компрессора. Долговечность работы устройства напрямую зависит от износостойкости трибосопряжения «поршневое кольцо – зеркало цилиндра». Ошибочный подбор материала этой пары трения вызывает ускоренный износ, что влечет за собой частую замену деталей, а следовательно – неизбежные остановки и перезапуск всей системы. В качестве наиболее эффективных модификаторов полимерной матрицы в таких системах принято считать волокнистые наполнители, в частности углеродные, поскольку они обладают химическим родством с матрицей, повышенной жёсткостью и обеспечивают армирование ПТФЭ образуя каркасные сетки в структуре [4-5].

При использовании высоконаполненных композитов, возрастает риск агломерации углеродного волокна, который оказывает негативное воздействие на механические и трибологические свойства. В настоящей работе представлен усовершенствованный метод прессования ПКМ с дополнительным энергетическим воздействием в процессе прессования (СП+УЗ100). Для корректной апробации результатов характеристики полученных образцов сравнивали с результатами после стандартного прессования ПКМ (СП) (рис. 1).



а б

Рис. 1. Микроскопические изображения поверхности трения образцов ПКМ на основе ПТФЭ модифицированного УВ с концентрацией 15 масс. %: режим СП (а), режим СП+УЗ100 (б)

В результате проведенных исследований установлено, что комбинированное влияние волокнистого наполнителя и энергетическое воздействие позволяют повысить

износостойкость композита на 32% относительно режима СП. При анализе изображений образцов, полученных по технологии СП+УЗ100, обнаружено более равномерное распределение углеродных волокон на поверхности трения, которые благодаря химическому взаимодействию надежно удерживаются в полимерной матрице, что препятствует изнашиванию. Разработанные композиты могут эксплуатироваться в узлах триботехнического назначения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Омского государственного технического университета, проект № FSGF-2024-0003.

1. Influence of chemical functionalization of carbon fiber on interfacial interactions and property enhancement of PTFE based composites / D.A. Negrov, V.Yu. Putintsev, E.V. Knyazev, A.I. Glotov, D.A. Veber // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2026. – Vol. 40. – No. 3. – P. 2015–2024.
2. Влияние объемной модификации наноразмерными частицами диоксида циркония на структуру и механические свойства композиционного материала на основе политетрафторэтилена / А.В. Гулькин, А.А. Теплоухов, Н.А. Семенюк [и др.] // Омский научный вестник. Серия Авиационно-ракетное и энергетическое машиностроение. – 2024. – Т. 8, № 4. – С. 100-106.
3. Bahadur S., Tabor D. The wear of filled polytetrafluoroethylene // Wear. – 1984. – Vol. 98. – P. 1–13.
4. Проблемы применения композиционных материалов «Флувис» и «Суперфлувис» в компрессоростроении / П.Н. Гракович, В.А. Шелестова, С.Г. Данченко, С.Ф. Жандаров // Технические газы. – 2013. – № 3. – С. 68–72.
5. Охлопкова А.А., Адрианова О.А., Попов С.Н. Модификация полимеров ультрадисперсными соединениями. – Якутск : ЯФ Изд-ва СО РАН, 2003. – 224 с.

Микроструктурные особенности 17Cr-4Ni-4Cu-Nb стали, полученной методом селективного лазерного плавления

Никитин И.С., Семенюк А.О., Воропаева Е.А., Черниченко Р.С., Дудова Н.Р., Калиненко А.А., Миронов С.Ю.

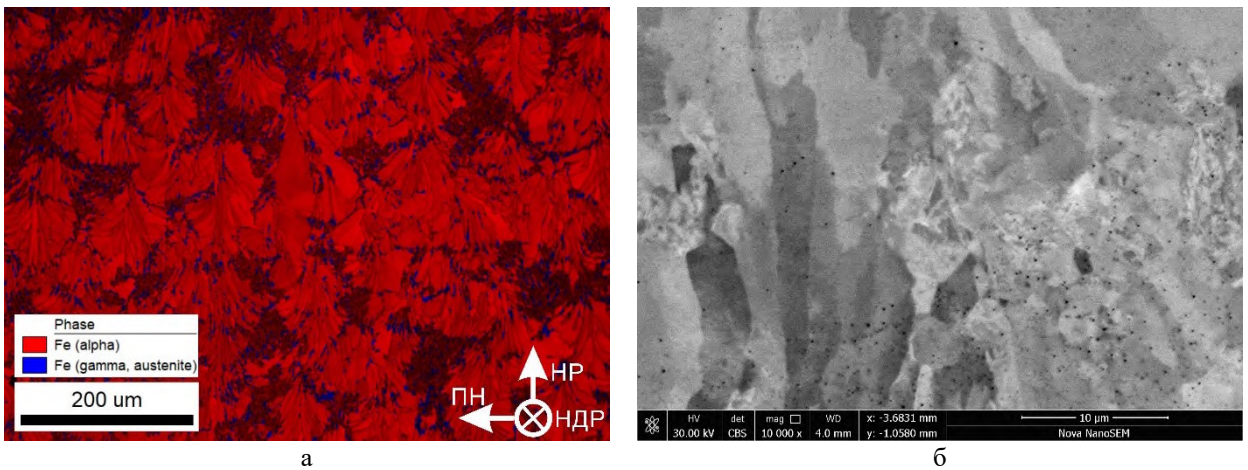
Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), Белгород

Высокохромистые стали представляют класс материалов, широко используемый для изготовления основных элементов тепловых энергоблоков, в том числе лопаток [1] угольных энергоблоков. Получение изделий из высокохромистых сталей методами аддитивных технологий является перспективным направлением исследований как альтернатива классическим методам производства.

Методом селективного лазерного плавления (СЛП) из порошка стали 17-4 PH (Fe-17Cr-4Ni-4Cu-Nb) были получены образцы размерами 20×10×7 мм^3 (НДР × ПН × НР). НР – направление роста, НДР – направление движения ролика (направление нанесения порошка), ПН – перпендикулярное направление. Печать осуществлялась в среде азота, согласно полосовой ротационной стратегия с поворотом на 67° при толщине порошкового слоя 30 мкм и шаге сканирования 90 мкм. Печать осуществлялась при скорости сканирования 1 м/с и мощности лазерного излучения 150-300 Вт.

Оценка пористости осуществлялась методами гидростатического взвешивания и оптической металлографии (ОМ). Микроструктура была исследована методами рентгеноструктурного анализа (РСА), растровой электронной микроскопии, EBSD анализа, ЭДС-анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Анализ мартенсита включал реконструкцию исходных аустенитных зерен (ИАЗ) с использованием кристаллографического инструментария MTEX 5.8 в среде MATLAB [2]. Для микроструктурного анализа были выбраны образцы с высокой относительной плотностью [3], с содержанием пор от 0,01 до 0,23% определенным ОМ.

Микроструктура была представлена преимущественно столбчатыми зернами дельта-феррита, с присутствием аустенита и мартенсита (рис. 1а).



а б

Рис. 1. Совмещенные фазовая карта и карта качества изображения (Image quality) (а), а также частицы оксидов в режиме Z-контраста (б) в образце, полученном при скорости сканирования 1000 мм/мин, мощности лазерного излучения 175 Вт и объемной плотности энергии 65 Дж/мм^3. НР – направление роста, НДР – направление движения ролика (направление нанесения порошка), ПН – перпендикулярное направление

Крупные столбчатые зерна дельта-феррита ориентированы параллельно НР, либо отклоняются в ПН. Микроструктура дельта-феррита включала высокую долю (35-60%) малоугловых границ (МУГ). В дельта-феррите наблюдалась двухкомпонентная кристаллографическая текстура <001> и <111>//НР при объемной плотности энергии 65 Дж/мм^{3}и однокомпонентная текстура <111>//НР при плотности энергии 101 Дж/мм^3.

Аустенит был представлен мелкими кристаллами, располагающимися в местах скопления мартенсита. Объемная доля аустенита, согласно данным РСА, составляла ≈20-25%. Распределение разориентировок аустенита включало много МУГ ≈45%, а также наличие разориентировок 60°<111>. В аустените наблюдалась текстура <110>//НР.

Кристаллы мартенсита имели средние размеры сопоставимые с аустенитными зернами (≈1,5-2,0 мкм). Средний размер реконструированных исходных аустенитных зёрен (ИАЗ) не превышал 3 мкм. Мартенситу свойственна текстура <111>//НР.

Оценка плотности дислокаций показала необычно высокие значения для дельта-феррита и аустенита $\approx 1 \times 10^{15}$ м$^{-2}$, что соответствует плотности дислокаций в мартенсите.

Методами картирования и точечного ЭДС анализа установлено отсутствие различий в химическом составе между дельта-ферритом, аустенитом и мартенситом. Все режимы показали наличие частиц гомогенно распределенных оксидов, обогащенных до 38-42 вес.% Si, 30-35вес.% Cr и 22-27 вес.% Mn (контрастные черные частицы на рис. 1б). Обнаружено, что на поверхности оксидов происходит выделение зародышей NbN. Ранее частицы типа NbN/оксид наблюдали уже после закалки аддитивных образцов. Частиц, обогащенных медью, обнаружено не было.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10342, https://rscf.ru/project/25-79-10342/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

1. Abe, F.; Kern, T.-U.; Viswanathan, R. Creep-Resistant Steels. – Amsterdam: Elsevier, 2008. – 700 pp.
2. Parent grain reconstruction from partially or fully transformed microstructures in MTEX / F. Niessen, T. Nyyssönen, A.A. Gazder, R. Hielscher // J. Appl. Crystallogr. – 2022. – Vol. 55. – №1. – P.180-194. – DOI:10.1107/S1600576721011560.
3. Влияние режимов селективного лазерного плавления на качество изделий из высокохромистой стали / И.С. Никитин, А.О. Семенюк, Р.С. Черниченко, Е.А. Воропаева, Н.Р. Дудова, С.Ю. Миронов // Черн. Металлы. – 2026. – № 5. – С.31-41. – DOI:10.17580/chm.2026.05.05.

Биомедицинские композиты на основе сплавов системы Ti-Nb-Zr, упрочненных боридами, полученные различными методами

Озеров М.С., Соколовский В.С., Воропаева Е.А., Павлов А.И., Япрынцев М.Н., Тагиров Д.В.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Потенциальное использование титановых сплавов в качестве имплантатов накладывает довольно строгие ограничения на возможные системы легирования, ограничивая добавление элементов, вредных для человеческого организма. Хотя сплав Ti-6Al-4V остается широко используемым ортопедическим материалом, он содержит ванадий (считающийся токсичным) и алюминий (связанный с неврологическими и генотоксическими эффектами). Известно, что для обеспечения необходимой прочности без ущерба для биосовместимости титановые сплавы для медицинских целей легируются элементами, безвредными для человеческого организма, такими как Nb, Zr, Ta и др.. Ряд исследований показал, что среднеэнтропийный эквиатомный сплав системы Ti-Nb-Zr, элементы которого являются одними из наиболее биосовместимых для человеческого организма, является очень перспективным материалом для использования в ортопедической хирургии в виде костных имплантатов благодаря сочетанию высокой прочности и пластичности. Важно отметить, что результаты недавних исследований показали, что введение армирующих волокон (Ti,Nb)B в эквиатомную матрицу TiNbZr позволяет значительно повысить прочность без существенного увеличения значений модуля Юнга, а также достичь высокой коррозионной стойкости, износостойкости и биосовместимости полученных композитов TiNbZr/(Ti,Nb)B. С другой стороны, эквиатомная матрица TiNbZr, использованная в работах, вносила ограниченный вклад в прочность, а достижение высоких значений прочности за счет присутствия волокон (Ti,Nb)B сопровождалось нежелательным снижением пластичности композитов TiNbZr/(Ti,Nb)B. Таким образом, для поиска возможностей дальнейшего улучшения механических свойств таких композитов и повышения баланса прочности и пластичности, очевидно, необходимо улучшить характеристики и свойства матричного материала. Известные биомедицинские сплавы Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr обладают высокими значениями пластичности и низкими значениями модуля Юнга. В настоящее время результаты исследований ММК с двухфазными матрицами Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr не представлены в научной литературе, что определяет несомненную научную новизну этих разработок. В данной работе проведено исследование структуры и свойств композитов на основе сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr с двухфазной структурой, упрочненных частицами борида, полученных вакуумно-дуговым переплавом и искровым плазменным спеканием.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00476-П, https://rscf.ru/project/22-19-00476/.

Структура сплава на основе Ti-Ni-Cu-Zr и влияние ионно-пучковых воздействий на его коррозионные свойства

[1, 2]Остапенко М.Г., [1, 2]Южакова С.И., [1, 2]Дьяченко Ф.А., [1, 2]Чепелев Д.В., [1, 2]Мейснер Л.Л.
[1]Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина Сибирского отделения Российской академии наук, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Одним из наиболее известных сплавов, используемых в медицине благодаря своей высокой биосовместимости и эффекту памяти формы, является сплав на основе TiNi [1, 2]. Известно, что легирование сплава TiNi медью улучшает пластичность материала [3], а добавление циркония увеличивает его стойкость к коррозии [4]. В сравнении с двойными TiNi сплавами, четырехкомпонентные сплавы состава $Ti_{50-x}Ni_{35}Cu_{15}Zr_x$ (x = 15 ат %) при определенных термических обработках позволяют варьировать структуру исходного материала от полностью аморфного до полностью кристаллического состояния, подверженного полиморфной кристаллизации в фазу B2, которая затем претерпевает термоупругие B2-B19' мартенситные превращения [5]. Одновременное сохранение физико-механических свойств в объеме материала и создание на его поверхности аморфного слоя с улучшенными коррозионными свойствами является современной задачей материаловедения. Для ее решения часто используются методы ионно-пучковых обработок. Согласно [6], модификация TiNi сплава ионами ниобия приводит к значительному увеличению его коррозионной стойкости и, соответственно, к росту биосовместимости сплава. Исследований, посвященных влиянию ионно-пучковых обработок на четырехкомпонентные сплавы Ti-Ni-Cu-Zr, в литературе нет.

Целью работы является выявить влияние ионно-пучковых обработок ниобием на структурно-фазовые состояния и коррозионную стойкость сплава системы Ti-Ni-Cu-Zr.

Четырехкомпонентный Ti-Ni-Cu-Zr сплав (далее – TiNiCuZr) был изготовлен в вакуумной дуговой печи в результате шестикратного переплава чистых (99,98 %) компонентов (Ti, Ni, Cu, Zr).

Образцы из TiNiCuZr сплава были модифицированы пучками ионов ниобия на установке Mevva-V.Ru (ИСЭ СО РАН, г. Томск) в режиме имплантации при двух дозах облучения $D_1 = 5 \cdot 10^{16}$ ион/см$^{-2}$ и $D_2 = 10 \cdot 10^{16}$ ион/см$^{-2}$ (далее – 5Nb+/TiNiCuZr и 10Nb+/TiNiCuZr соответственно), при ускоряющем напряжении 30 кВ, частоте импульсов 10 Гц, плотности тока ионного пучка 4,6 мА/см^2.

Оценка электрохимических свойств всех образцов была проведена методами вольтамперометрии в растворе 0,9 масс. % NaCl. Количественная оценка коррозионной стойкости включала в себя расчет поляризационного сопротивления Rp из уравнения Штерна–Гири [7].

Результаты. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, на рентгенодифракционных картинах для образцов исходного сплава TiNiCuZr (рис. 1а), наблюдаются высокоинтенсивные рефлексы ОЦК фазы B2 (символ Пирсона cP2, группа симметрии Pm3m, #00-050-1148) [8], а также рефлексы вторичных фаз Ti_2Ni (пространственная группа Fd-3m, символ Пирсона cF96, карточка #04-001-1557 [8]) и TiZr (пространственная группа P63/mmc, символ Пирсона hP2, карточка #04-005-9527 [8]). Количественная оценка показала, что суммарное объемное содержание этих фаз не превышает 10 %. На рентгенограммах образцов после ионно-пучковой обработки ниобием 5Nb+/TiNiCuZr и 10Nb+/TiNiCuZr (рисунок 1б, в) дополнительно к рефлексам от фаз B2, Ti_2Ni и TiZr в угловых интервалах $2\theta = 30 – 50°$ и $2\theta = 70 – 86°$ обнаруживаются области диффузного рассеяния первого (ОДР1) и второго (ОДР2) порядков. Наличие дифракционных эффектов свидетельствует о формировании в приповерхностном слое гетерофазной аморфно-кристаллической структуры, возникновение которой обусловлено процессами высокоэнергетического ионного воздействия.

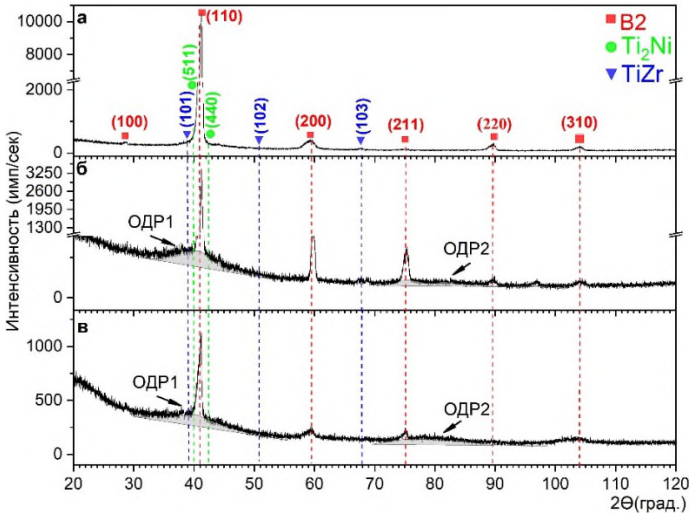


Рис. 1. Рентгенодифракционная картина для образцов TiNiCuZr (а), 5Nb+/TiNiCuZr (б) и 10Nb+/TiNiCuZr (в). Симметричная схема съемки, Cu-Kα – излучение

Анализ электрохимических свойств модифицированных сплавов показал, что ионно-пучковая обработка ионами ниобия приводит к немонотонному изменению сопротивления коррозии Rp в зависимости от дозы облучения: при дозе $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² поляризационное сопротивление возрастает более чем в 9 раз (с 0,186 Мом·см² до 1,788 Мом·см²), тогда как при дозе
$10 \cdot 10^{16}$ ион/см² коррозионное сопротивление увеличивается только в 2 раза (до 0,354 Мом·см²). Такой результат объясняется накоплением радиационных дефектов при увеличении дозы ионов ниобия, приводящим к изменению структуры защитного оксидного слоя.

На основе представленных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Ионно-пучковая модификация ниобием приводит к формированию композитной структуры на поверхности сплава TiNiCuZr, состоящей из аморфной и кристаллических фаз. На дифрактограммах модифицированных образцов наблюдаются области диффузного рассеяния, что подтверждает наличие аморфно-кристаллической структуры в приповерхностных слоях сплава.

2. Установлено, что обработка ионами ниобия приводит к значительному повышению коррозионной стойкости сплава TiNiCuZr (до 1,788 Мом·см²). Можно заключить, что ионно-пучковая обработка способствует кратному повышению коррозионной стойкости TiNiCuZr сплава.

Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0008.

1. Brantley W. A. Evolution, clinical applications, and prospects of nickel-titanium alloys for orthodontic purposes // J. World Fed. Orthod. – 2020. – Vol. 9. – P. 19–26. – DOI: 10.1016/j.ejwf.2020.08.005.
2. Tyagi Shivank A., Manjaiah M. Additive manufacturing of titanium-based lattice structures for medical applications // Bioprinting. – 2023. – Vol. 30. – P. 12. – DOI:10.1016/j.bprint.2023.e00267.
3. Liu B., Hao Y. Study on the Mechanical Properties of Ni-Ti-Cu Shape Memory Alloy Considering Different Cu Contents. // Comput. Model. Eng. Sci. – 2021. – Vol. 10. – P. 1–10. – DOI:10.32604/cmes.2022.019226.
4. Effect of zirconium content on the microstructure, physical properties and corrosion behavior of Ti alloys / Han M.-K., Hwang M.-J., Yang M.-S., Yang H.-S., Song H.-J., Park Y.-J. // Mater. Sci. Eng. – 2014. – Vol. 616. – P. 268–274. – DOI: 10.1016/j.msea.2014.08.010.
5. Enhancement of superelastic property in Ti-Zr-Ni-Cu alloy by using glass alloy precursor with high glass forming ability / Kim W.-C., Kim Y.-J., Kim Y.-S Hyun J.-I., Hong S.-H Kim W.-T., Kim D.-H. // Acta Mater. – 2019. – Vol. 173. – P.130–141. – DOI: 10.1016/j.actamat.2019.04.062.
6. Electrochemical Properties and Structure of the TiNi Alloy Surface Layers Implanted with Titanium and Niobium Ions / Semin V.O., Chernova A.P., Erkovich A.V., Ostapenko M.G., et.al. // Inorganic Materials: Applied Research. – 2024. – Vol.15. – P. 636–648. – DOI:10.1134/S2075113324700060.
7. Stern M., Geary A.L. Electrochemical polarization // Journal of the Electrochemical Society. – 1957. – Vol. 104. – P. 56–63. – DOI: 10.1149/1.2428496.
8. ICDD (International Centre for Diffraction Data) Database (2002).

Микроструктура и механические свойства 3D-напечатанных титаноматричных композитов

Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Шугуров А.Р., Прибытков Г.А., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

В последние годы находят все большее распространение аддитивные технологии изготовления титаноматричных композитов (ТМК), армированных высокопрочными керамическими частицами. Преимуществами аддитивного изготовления ТМК является их низкая себестоимость по сравнению с литьём и порошковой металлургией, а также возможность формировать армирующие частицы с различной морфологией и адгезионной прочностью к титановой матрице путем изменения параметров 3D печати. Наиболее распространенными методами 3D печати ТМК являются электронно-лучевое плавление, селективное лазерное сплавление и прямое лазерное осаждение. Авторами настоящей работы впервые обоснована возможность 3D печати ТМК методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии (ЭЛАТ), которая обеспечивает высокую скорость 3D печати и почти 100% эффективность расхода сырья. В настоящей работе представлены результаты исследований микроструктуры, фазового состава и механических характеристик композитов TiC/CP-Ti, TiC/Ti-6Al-4V и TiB/Ti-6Al-4V, полученных методом ЭЛАТ.

В качествен фидстока использовали титановую проволоку ВТ1-0 (CP-Ti) и ВТ6 (Ti-6Al-4V), подвергнутую диффузионному насыщению углеродом или бором при температуре 1000 □C в течение 1-8 часов, либо предварительному электроискровому легированию с использованием электродов на основе карбида или борида титана. Анализировали величину привеса фрагментов проволоки, подвергнутых указанной химико-термической обработке, а также микроструктуру и фазовый состав карбидного/боридного покрытия на поверхности титановой проволоки. 3D-напечатанные образцы ТМК были получены на установке для электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Россия).

Методами оптической, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, совмещенной с методами микрорентгеноспектрального анализа и дифракции обратно рассеянных электронов, а также рентгеноструктурного анализа исследованы микроструктура и фазовый состав 3D-напечатанных образцов ТМК. Показано, что науглероживание проволоки ВТ1-0 при 1000 □C в течение 6 часов позволяет получать композиты TiC/CP-Ti, предел прочности и относительное удлинение которых достигает 650 МПа и 23% соответственно. При увеличении длительности науглероживания до 8 часов прочность и пластичность образцов TiC/CP-Ti составляют 700 МПа и 10% соответственно.

Продемонстрировано влияние длительности науглероживания и борирования проволоки ВТ6 на размеры и распределение карбидных и боридных включений в 3D-напечатанных образцах TiC/Ti-6Al-4V и TiB/Ti-6Al-4V. Показано, что увеличение объемной доли частиц TiC и TiB приводит к увеличению твердости и прочности ТМК при одновременном снижении их пластичности.

Изучен механизм многоуровневой пластической деформации ТМК при скретч-тестировании. На макроуровне влияние частиц TiC и TiB проявляется в повышении средних значений механических характеристик (твердость и модуль упругости) ТМК, которые определяют их деформационное поведение и геометрические размеры царапины. На мезомасштабном уровне наличие керамических включений снижает интенсивность абразивного износа внутри царапины. На микромасштабном уровне упрочняющие частицы являются эффективным барьером для скольжения дислокаций в ТМК, обусловливая уменьшение объема материала, испытывающего пластическую деформацию.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №24-19-00604).

Влияние содержания хрома на микроструктуру, высокотемпературную прочность и жаростойкость многокомпонентных (высокоэнтропийных) эвтектических сплавов систем Al-Co-Cr-Fe-Ni и Al-Co-Cr-Nb-Ni

Панов Д.О., Ноздрачева Е.И., Черниченко Р.С., Наумов С.В., Кудрявцев Е.А.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Многокомпонентные (высокоэнтропийные) эвтектические сплавы обладают хорошими механическими свойствами и сопротивлением окислению при высоких температурах, а также высокой жидкотекучестью и низкой склонностью к ликвации, что делает их перспективными материалами для создания деталей сложной формы или покрытий для работы в условиях высоких температур. В работе изучены сплавы $AlCoCr_XFeNi_{2,1}$ и $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$, где X=1,0; 1,4; 1,8. По результатам термодинамического моделирования температура эвтектического превращения с образованием смеси ГЦК и ОЦК фаз в сплавах $AlCoCr_XFeNi_{2,1}$ составляет 1319°C. Однако с повышением содержания хрома доля ГЦК фазы возрастает с 67% при X=1,0 до 75% при X=1,8, а расчетная доля σ-фазы при этом повышается с 20% до 38% соответственно. В сплавах $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ по результатам расчетов наблюдается образование избыточной фазы Лавеса и развитие эвтектического превращения при 1389°C. При этом доля первичной фазы Лавеса при увеличении содержания хрома снижается с 47% при X=1,0 до 40% при X=1,8, а в составе эвтектики дополнительно присутствует 10% фазы Лавеса. С увеличением содержания хрома суммарная доля упорядоченной и разупорядоченной ОЦК фазы может достигать 50%, которая присутствует только в составе эвтектики. Микроструктурные исследования показали, что в литых сплавах $AlCoCr_XFeNi_{2,1}$ и $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ формируется эвтектическая структура, предсказанная при термодинамическом моделировании. По результатам испытаний на сжатие при комнатной температуре и при 800°C и 1000°C установлено, что сплавы $AlCoCr_XFeNi_{2,1}$ демонстрируют высокую пластичность при всех исследованных температурах при этом предел текучести снижается с 550 МПа при комнатной до 70 МПа при 1000°C. Сплавы $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ при комнатной температуре разрушаются хрупко при 1900-2100 МПа. Однако при 1000°C данные сплавы демонстрируют хорошую пластичность и предел текучести на уровне 650-700 МПа. По результатам испытаний на жаростойкость в атмосферных условиях при 800°C и 1000°C не выявлено изменения массы исследованных образцов в течение 100 часов. Таким образом, все рассмотренные сплавы демонстрируют одинаково высокую жаростойкость в атмосферных условиях. При этом сплавы $AlCoCr_XFeNi_{2,1}$ обладают высокой пластичностью во всем исследованном интервале температур, тогда как сплавы $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ начинают проявлять пластичность только при 800°C и высокие прочностные свойства. С другой стороны, сплавы $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ демонстрируют существенно больший уровень прочности. В зависимости от содержания хрома в сплавах $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ наибольшие прочностные характеристики наблюдаются в сплаве с X=1,4, тогда как в сплавах $AlCoCr_XNbNi_{2,1}$ увеличение содержания хрома сопровождается снижением прочностных характеристик.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-19-00921, https://rscf.ru/project/26-19-00921/.

Цифровая зондовая электрометрия в физической мезомеханике

[1]Пантелеев К.В., [1]Жарин А.Л., [2]Комарова Е.Г.
[1]Белорусский национальный технический университет, Минск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Введение. Физическая мезомеханика рассматривает твердое тело как многоуровневую систему, в которой деформация развивается на мезоскопическом уровне [1]. Экспериментальное исследование этих процессов требует методов, способных неразрушающим способом регистрировать поля напряжений и дефектов с субмиллиметровым разрешением. Электрические свойства поверхности, а именно контактная разность потенциалов (КРП), работа выхода электрона (РВЭ) и поверхностный электростатический потенциал чувствительны к дефектам, примесям и механическим напряжениям [2–4].

В работе представлен подход к бесконтактной неразрушающей диагностике материалов на основе цифровой зондовой электрометрии. Описан цифровой зонд Кельвина с некомпенсационным методом измерения [2], обеспечивающий быстродействие, точность до 0,1-1 мВ и динамический диапазон до сотен вольт. Показана эффективность метода для полупроводников (картирование работы выхода электрона, времени жизни носителей, концентрации железа), металлов (визуализация полей пластической деформации и остаточных напряжений) и полимерных композитов (регистрация деформаций и релаксации). Цифровая зондовая электрометрия предлагается как дополнительный инструмент физической мезомеханики, позволяющий выявлять корреляции между локальными изменениями электронного состояния поверхности и деформацией.

Метод и аппаратная реализация. В основе подхода лежит цифровой зонд Кельвина, реализующий некомпенсационный принцип измерения. В отличие от классического компенсационного метода, требующего длительного уравновешивания сигнала, некомпенсационный метод регистрирует сигнал при двух или более напряжениях смещения и определяет КРП аппроксимацией. Время одного измерения составляет 10-30 мс, что в 20-50 раз быстрее аналогов. Точность измерения, оцененная по стандартному отклонению при многократных измерениях (n=100), составляет 0,3-0,7 мВ. Динамический диапазон расширен от единиц милливольт до сотен вольт, что важно для диэлектрических материалов. Высокое быстродействие позволяет сканировать поверхности диаметром до 200 мм с шагом 0,5 мм за ~2 часа, получая карты из примерно 125 000 точек. Конструктивно зонд выполнен в виде печатной платы с системой концентрических позолоченных электродов, оптоволоконным световодом и встроенным предусилителем. На основе зонда созданы сканирующие системы серии «СКАН».

Применение на полупроводниках. На кремниевых пластинах метод позволяет измерять работу выхода электрона, время жизни неосновных носителей заряда, концентрацию примеси железа и удельное поверхностное сопротивление. С помощью системы, например СКАН 19, строятся карты распределения РВЭ с разрешением 0,5 мм. Воспроизводимость измерений, оцененная по пяти последовательным сканированиям, составляет 0,5 мВ.

Концентрация железа в кремнии p-типа определяется сравнением карт диффузионной длины до и после отжига при 200°C. Чувствительность метода, оцененная по стандартным образцам, составляет от 10^9 атомов в кубическом сантиметре. Неоднородности распределения поверхностного потенциала коррелируют с неоднородностями толщины нарушенного слоя, выявленными эллипсометрией. Следует отметить, что в монокристаллическом кремнии при комнатной температуре пластическая деформация не развивается, результаты на полупроводниках служат демонстрацией метрологических возможностей метода (высокого пространственного разрешения (0,5 мм), чувствительности к зарядовым состояниям и способности визуализировать мезоскопические неоднородности).

Применение для металлов. На алюминиевом сплаве АМг2 и стали 08пс проведена регистрация распределения РВЭ после локального нагружения. Образец АМг2 нагружался статически через сферический индентор (стальной шарик диаметром 12 мм) усилием 7-7,5 кН.

В зоне контакта зарегистрировано понижение РВЭ до 290 мВ (среднее по пяти образцам, стандартное отклонение 15 мВ). Градиент РВЭ немонотонен. На удалении 3-5 мм от центра наблюдается увеличение РВЭ на 20-30 мВ, что соответствует зоне упругой деформации. При приближении к центру (1-3 мм) зарегистрировано снижение РВЭ, что соответствует зоне пластической деформации. Прямая количественная связь с плотностью дислокаций в настоящей работе не устанавливалась; регистрируется корреляция.

Образец стали 08пс нагружался ударным способом (скорость индентора 0,5 м/с). Сразу после удара зарегистрировано понижение РВЭ на 150-200 мВ (шарик) и 250-350 мВ (пирамида). Через 24 часа градиент РВЭ частично выровнялся, а именно на 30-50%, что интерпретируется как релаксация остаточных напряжений. Контрольные измерения на недеформированных образцах показали дрейф РВЭ за 24 часа не более 5 мВ.

Применение для полимеров и композитов. На полиэтилене высокого давления и фторопласте-4 зарегистрирован отклик поверхностного потенциала на упругую деформацию, создаваемую вакуумным прижимом (разрежение 0,6 атм). В области прижима зарегистрирован потенциал до -250 мВ (стандартное отклонение 12 мВ), на остальной поверхности -4±5 мВ. После отключения вакуума потенциал уменьшался, через 1 час до 150 мВ, через 4 часа до 80 мВ, через 14 часов восстанавливался до исходного уровня. Контрольные измерения без прижима показали дрейф менее 3 мВ за 14 часов.

При ступенчатом растяжении фторопласта-4 (образец в форме лопатки) зарегистрированы изменения потенциала, качественно соответствующие трем стадиям деформации: упругой (0-1 кгс), упругопластической (1-4 кгс) и пластической (более 4 кгс). При нагрузке 4 кгс рост потенциала в центре прекратился (насыщение на уровне 160-170 мВ). При нагрузке 5 кгс зарегистрирован рост потенциала по краям зоны деформации на 40-60 мВ, что может интерпретироваться как образование новых деформационных центров.

Для композитов на основе полиэтилена высокого давления с гибридным наполнением (углеродные нанотрубки и наночастицы алюминия) показано, что композит с содержанием 2% нанотрубок и 1% алюминия имеет наиболее однородное распределение потенциала (0-10 мВ, стандартное отклонение 3 мВ) и отсутствие отклика на механическую нагрузку. При содержании 6% нанотрубок и 3% алюминия распределение становится неоднородным (4-210 мВ, стандартное отклонение 45 мВ), появляется фоточувствительность (отклик на свет до 50 мВ).

Заключение. Цифровая зондовая электрометрия дает информацию о состоянии поверхности материалов. Регистрируемые изменения не являются прямым измерением механических напряжений, а отражают комплекс изменений электронного или зарядового состояния поверхности, которые коррелируют с механическими характеристиками материала. Для количественного применения метода требуется калибровка по независимому методу (например, рентгеновской дифракции или микроиндентированию) для каждого типа материала. Пространственное разрешение систем (0,5 мм) и высокое быстродействие позволяют визуализировать мезоскопические неоднородности на площадях диаметром до 200 мм. Метод не требует специальной подготовки образцов, не повреждает поверхность и позволяет проводить измерения в атмосферных условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 25-43-10027, и Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т26РНФ-107.

1. Панин В. Е., Лихачев В. А., Гриняев Ю. В. Структурные уровни деформации твердых тел. – Новосибирск : Наука, 1985. - 230 с.

2. Пантелеев К.В. Методы и средства измерения контактной разности потенциалов на основе анализа компенсационной зависимости зонда Кельвина : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.11.01. – Минск, 2016. – 23 с.

3. Determining the lifetime of minority charge carriers and iron impurity concentration in semiconductor structures with submicron layers / A. Zharin, et al. // Euroasian Journal of Semiconductors Science and Engineering. – 2020. – Vol. 2, No. 4. – P. 17–21.

4.Digital contact potential probe in studying the deformation of dielectric materials / Pantsialeyeu K.. et. al. // Informatyka, Automatyka, Pomiary w Gospodarce i Ochronie Środowiska. – 2020. – Vol. 10, No. 4. – P. 57–60.

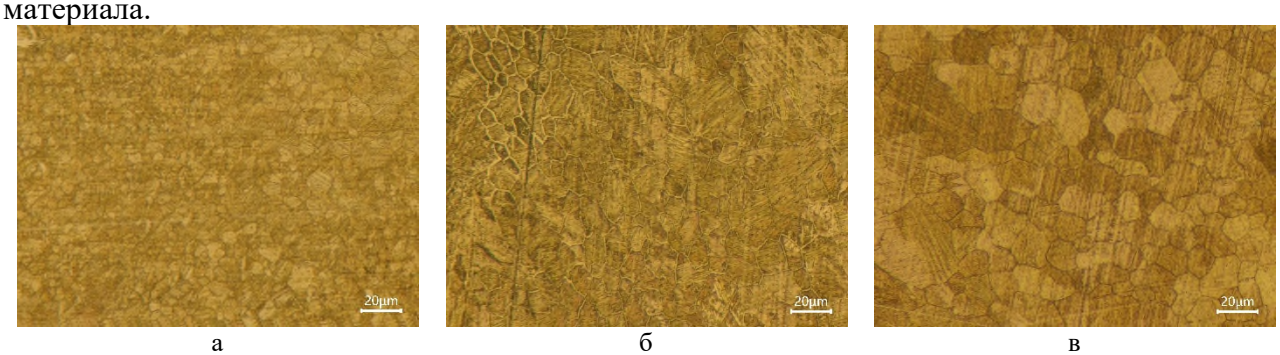
Влияние содержания Al на структуру и свойства сплава Cu-Al-Fe, полученного методом лазерной порошковой плавки

[1]Пань М., [1]Криницын М.Г., [2]Клопотов А.А., [1]Клименов В.А.
[1]Томский политехнический университет, Томск
[2]Томский государственный архитектурно – строительный университет, Томск

Сплавы Cu-Al-Fe привлекли внимание благодаря эффекту памяти формы, низкой стоимости и хорошей тепло- и электропроводности [1]. Их структура и свойства очень чувствительны к составу и условиям затвердевания. В предыдущих исследованиях для получения сплавов Cu-Al-Fe использовались традиционное литье и электронно-лучевая плавка. Результаты показали, что метод получения существенно влияет на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплавов [2]. В отличие от этого, лазерная порошковая плавка (LPBF), широко используемая в аддитивных технологиях [3,4], имеет более высокую скорость охлаждения, это помогает получить более мелкую микроструктуру, содержащую мартенсит, количество которого зависит не только от условия кристаллизации, но и содержания Al. Поэтому необходимо дополнительно изучить влияние содержания Al на микроструктуру и локальные механические свойства сплавов Cu-Al-Fe в процессе LPBF. В данной работе в качестве объектов исследования выбраны сплавы Cu-(11, 12, 13)Al-3Fe (мас.%), полученные методом LPBF. С помощью металлографического анализа и наноиндентирования проанализировано влияние содержания Al на микроструктуру, модуль упругости, твердость и скорость упругого восстановления.

В качестве сырья использовались порошки меди, алюминия и железа чистотой 99,9%. Средний размер частиц порошков Cu, Al и Fe составлял 1,9 ± 0,4 мкм, 17,2 ± 6,2 мкм и 4,9 ± 1,1 мкм соответственно. Использовалась лазерная система 3D-печати, разработанная в Томском политехническом университете. В качестве подложки использовалась дискообразная форма из доступной в продаже алюминиевой бронзы QAl9-4. Режимы лазерной обработки : расстояние сканирования — 250 мкм , скорость сканирования — 40 мм/с, толщина слоя — 50 мкм , мощность лазера — 220 Вт, направление сканирования — 45°. В качестве защитного газа использовался аргон.

На рис. 1 показана оптическая микроструктура, свидетельствующая о том, что все три образца, полученные методом LPBF, имеют достаточно плотную и мелкозернистую структуру. Размер кристаллических частиц увеличивается с ростом содержания Al. Хотя все три группы образцов были изготовлены с использованием одинаковых технологических параметров LPBF, изменение содержания алюминия приводит к изменению реакции структуры на коррозию и микроскопической контрастности. Это свидетельствует о том, что незначительные различия в составе могут влиять на структуру, образующуюся при затвердевании расплава, а также на последующее локальное механическое поведение материала.

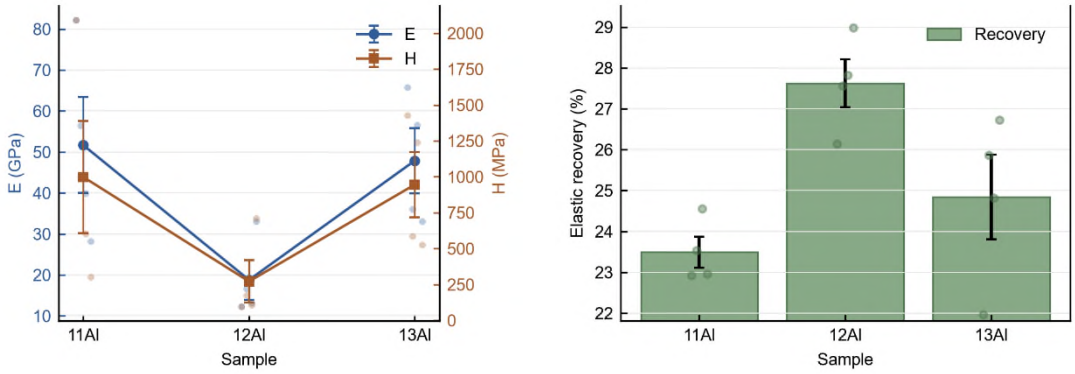


а б в

Рис. 1. Оптические микроснимки: 11Al (а), 12Al (б), 13Al (в)

Результаты наноиндентирования, представленные на рис. 2, показывают, что механические свойства образцов демонстрируют немонотонную зависимость от содержания Al. Образец 12Al имеет самый низкий модуль упругости (E) и твердость (H), составляющие 18,78 ± 4,85 ГПа и 271,25 ± 147,25 МПа соответственно, в то время как значения для 11Al и

13Al довольно близки. Что касается коэффициента упругого восстановления, образец 12Al имеет самое высокое значение, достигающее 27,63 ± 0,59%. Это указывает на то, что образец 12Al имеет более высокую долю обратимой деформации при разгрузке, но его жесткость и твердость значительно ниже, чем у 11Al и 13Al. Поэтому при изготовлении Cu-Al-Fe сплава с эффектом памяти формы методом лазерной порошковой плавки необходимо всесторонне учитывать сложный баланс между локальной прочностью, твердостью и способностью к обратимой деформации.



а б

Рис. 2. Модуль упругости E, твердость H (а), и скорость упругого восстановления при наноиндентировании (б)

Образцы сплава с эффектом памяти формы Cu-(11-13)Al-3Fe были успешно получены методом лазерного порошкового наплавления (LPBF). Металлографические исследования показали, что все три состава имеют мелкозернистую микроструктуру. Результаты наноиндентирования дополнительно продемонстрировали, что содержание Al оказывает значительное влияние на локальные механические свойства. Среди них 12Al показал самую высокую скорость упругого восстановления, но самый низкий модуль упругости и твердость; 11Al и 13Al продемонстрировали более высокое сопротивление вдавливанию. Эти результаты показывают, что контроль состава является ключевым фактором в оптимизации твердости, твердости и способности к обратимой деформации сплавов Cu-Al-Fe, полученных методом LPBF. Необходимы дальнейшие исследования для более точного установления взаимосвязи между микроструктурой, локальными механическими свойствами и эффектом памяти формы, сочетающие анализ фазового состава и эксперименты по термическому циклированию.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWW-2026-0047).

1. Shape memory properties and microstructure evolution of Cu–Al–Fe alloys with different Fe contents / H. Wang, J. Feng, S. Chen, X. Yuan, D. Xu // J. Mater. Res. – 2023. – Vol. 38. – P. 5008–5016. – DOI:10.1557/s43578-023-01210-7.
2. Изготовление сплавов с памятью формы Cu-Al-Fe методом традиционного сплавления и литья и методом электронно-лучевой плавки / М. Пань, А.А. Клопотов, О.М. Утьев [и др.] // Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»: тезисы докладов. – Томск: без издательства, 2024. – С. 512-513.
3. Коэмец Ю.Н. Микромеханизмы деформации в пористых образцах аустенитной стали 316L, полученных с помощью лазерного 3D-принтера // Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»: тезисы докладов. – Томск: без издательства, 2024. – С. 115.
4. Крюкова О. Н. Особенности эволюции состава покрытия в процессе селективного лазерного спекания для разных стратегий сканирования // Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»: тезисы докладов. – Томск: без издательства, 2024. – С. 246.

Электролитно-плазменные технологии для модификации поверхности изделий машиностроения и биомедицины

[1]Парфенов Е.В., [1]Хаматдинов Р.З., [2]Парфенова Л.В.
[1]Уфимский университет науки и технологий, Уфа
[2]Институт нефтехимии и катализа УФИЦ РАН, Уфа

Электролитно-плазменные технологии (ЭПТ) представляют собой относительно новый кластер методов электро-физико-химической обработки металлических материалов, базирующийся на физических явлениях, происходящих во время высоковольтного (200–700 В) электролиза. Высокое напряжение инициирует локальное вскипание электролита у поверхности обрабатываемого изделия с образованием тонкой парогазовой оболочки (ПГО) и развитие микроразрядов в поверхностном оксидном слое. В зависимости от типа металла подложки и полупроводниковых свойств образующегося оксида выделяют два основных тренда ЭПТ при анодной поляризации обрабатываемой детали. На вентильных металлах (Al, Ti, Mg, Zr), формирующих оксиды *n*-типа (Al_2O_3, TiO_2, ZrO_2), реализуется плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО). На невентильных металлах (железо, никель, хром, медь), формирующих оксиды *p*-типа, доминирует парогазовая оболочка, оксиды и гидроксиды металлов не осаждаются на поверхности, и реализуется электролитно-плазменное полирование (ЭПП), либо электролитно-плазменный нагрев и химико-термическая обработка (ЭПН/ХТО). Указанные элементы электролитно-плазменной системы (оксидный слой либо ПГО) обладают наибольшим электрическим сопротивлением в цепи, поэтому их свойства определяют ход всего процесса.

При анодной поляризации невентильных металлов формирование ПГО пузырькового типа обеспечивает эффективное электролитно-плазменное полирование и очистку поверхности за счет сочетания анодного растворения и гидродинамического воздействия парогазовой оболочки. Технология ЭПП успешно внедрена в промышленности для полирования нержавеющих сталей, никелевых, хромовых и медных сплавов с использованием аммонийных электролитов (сульфат аммония 4–7 %) и позволяет снижать шероховатость *Ra* на два класса, с достижением значений менее 0,05 мкм. Практическим примером служит ЭПП деталей машин из нержавеющих сталей (например, зубчатых колес), где после обработки достигается зеркальный блеск поверхности без образования кратеров электрического разряда, что указывает на объемный (тлеющий) характер разряда с электролитным катодом. Кроме того, ЭПП позволяет осуществлять пост-обработку деталей сложной формы, получаемых аддитивными технологиями, в том числе, обеспечивая удаление поддержек, что дает возможность снизить долю ручного труда при доводке таких деталей.

Другим важным применением ЭПП является использование метода в качестве размерной обработки для удаления покрытий с при ремонте деталей из труднообрабатываемых материалов за счет управляемого анодного растворения поверхностного слоя со скоростью 3-7 мкм/мин. В настоящее время отработана технология удаления алюминидных покрытий с турбинных лопаток отечественных и импортных газотурбинных двигателей (ГТД), позволяющая проводить их восстановительный ремонт. Длительность удаления покрытия толщиной 40-60 мкм составляет 20-40 минут, используемые растворы относятся к веществам 4 класса опасности, что выгодно отличает данную технологию от методов химического травления в сильных кислотах и ручного механического удаления покрытий.

Текущими вызовами развития ЭПП являются полирование деталей из вентильных металлов, полирование внутренних поверхностей и полирование крупногабаритных изделий. Особенно остро стоит проблема ЭПП медицинских имплантатов и лопаток ГТД из титановых сплавов, которая решается применением фторидсодержащих электролитов, подавляющих рост оксида титана, однако, диапазон рабочих режимов достаточно узок. Проблема полирования внутренних поверхностей, особенно, длинномерных и крупногабаритных изделий, решается применением полировального электрода-инструмента, в том числе, с

использованием робота-манипулятора, однако, массового применения такой усложненной технологии ЭПП пока нет.

На вентильных металлах анодная поляризация приводит к формированию пористого керамического оксидного слоя – это основа технологии ПЭО, широко применяемой для получения износостойких и коррозионностойких, а также биосовместимых покрытий на алюминиевых, титановых, магниевых и циркониевых сплавах. Применительно к биомедицинским задачам показано, что метод ПЭО обладает преимуществом по сравнению с другими способами нанесения кальций-фосфатных покрытий за счет формирования развитой пористой морфологии при воздействии микроразрядов, стимулирующей остеоинтеграцию и обеспечивающей срастание имплантата с костной тканью. Ключевую роль в формировании покрытия играет состав электролита: для получения на титановых имплантатах биомиметических покрытий, имитирующих морфологию и минеральный состав костной ткани, используются электролиты на основе фосфата натрия ($Na_2HPO_4 \cdot 2H_2O$, 20–50 г/л) с добавками цитрата или ацетата кальция (20–50 г/л), обеспечивающие включение фосфора и кальция в состав оксидного слоя, а также синтез кальцийфосфатных соединений.

В рамках выполненных исследований разработаны технологические режимы для титана Grade 4, наноструктурного титана и циркониевых сплавов Э110 и Э125, позволяющие эффективно и равномерно формировать биомиметическое ПЭО покрытие на их поверхности. Проведенный комплекс исследований in vitro показал статистически значимый рост пролиферации мезинхемальных стволовых клеток на металлах с ПЭО покрытием. Показано, что ПЭО по сравнению с другими методами финишной обработки (пескоструйная обработка либо кислотное травление) обеспечивает более чистую поверхность и лучшую биосовместимость. При реализации инновационных проектов разработана автоматизированная установка для ПЭО и покрытие внедрено в производство дентальных имплантатов Dental Synthesis, производимых из титана и нанотитана. На имплантаты с ПЭО покрытиями получены регистрационные удостоверения на медицинские изделия в России и в Беларуси.

Таким образом, развитие электролитно-плазменных технологий определяется двумя взаимодополняющими направлениями: для невентильных металлов электролитно-плазменное полирование обеспечивает снижение шероховатости, удаление покрытий и постобработку деталей сложной формы, а для вентильных металлов плазменно-электролитическое оксидирование позволяет формировать биомиметические кальций-фосфатные покрытия на титановых и циркониевых имплантатах, стимулирующие остеоинтеграцию, что подтверждено исследованиями in vitro и внедрением в серийное производство. Развитие указанных направлений в области электролитно-плазменных технологий дает значительные конкурентные преимущества при реализации проектов технологического лидерства и импортозамещения.

Экспериментальная оценка упруго-прочностных характеристик углепластиковых элементов конструкции протезов стоп

Первухин К.Е., Филиппов А.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург

Углепластиковые композиционные материалы (УКМ) благодаря сочетанию уникальных свойств, таких как высокая удельная прочность и жесткость, низкий вес, устойчивость к коррозии и агрессивным средам, все шире внедряются в роли конструкционных материалов. В настоящее время разработка и совершенствование УКМ является актуальной и динамично развивающейся задачей. Одним из активно развивающихся направлений является разработка конструкций и деталей биомедицинского назначения: ортезов, протезов, элементов экзоскелетных механизмов и т.д. [1–3], поскольку конструкции из традиционных материалов имеют значительный вес, что существенно снижает мобильность пациентов и эффективность их восстановления. Ключевой задачей при проектировании протезов стоп является достижение оптимальной жесткости конструкции, обеспечивающей комфорт пациента и эффективную биомеханическую поддержку.

Важным аспектом обеспечения надежности и безопасности протезов выступают их механические испытания. Однако для испытаний элементов конструкции ESR-протезов (ESR – energy storing and releasing) с функцией запасания и высвобождения упругой энергии деформации при ходьбе [1, 4, 5] в настоящее время универсальные стандарты не разработаны, вследствие чего используются различные методики [6, 7], что затрудняет сравнение результатов и внедрение новых решений.

В настоящей работе приведено сравнение удельной жесткости и упруго-прочностных характеристик элементов протезов стоп человека при различных схемах нагружения, полученных методами вакуумной инфузии (ВИ) и прямого прессования препрега (ПП). Варьирование технологии изготовления, тип углеткани, количество слоев и направления их укладки, позволило изменять жесткость конструкции в широких диапазонах. Особенностью рассматриваемых элементов конструкций протезов является добавление слоев резины в структуру укладки углеткани, позволяющее существенно повысить деформацию разрушения.

Удельная жесткость определялась на изгиб тремя схемами испытаний [8]. В результате проведенных работ определена оптимальная схема для прогнозирования поведения полной сборки протеза и показано, что зависимости удельной жесткости от типа полученных заготовок качественно совпадают при различных схемах испытаний. Варьированием размерами пластины и добавлением слоев резины получены значения жесткости 20–40 Н/м, что соответствует показателям аналогов.

В результате определения упруго-прочностных характеристик УКМ установлено, что варьируя ориентацию и содержание разных слоев, возможно менять модуль упругости УКМ от 20 до 160 ГПа. Показано, что для образцов, полученных ПП модуль упругости выше, чем для образцов, полученных ВИ, что обусловлено более высокой объемной концентрацией углеволокна.

Технологии ПП и ВИ подходят для получения элементов конструкций протезов стоп, поскольку обеспечивают высокое содержание углеволокна, низкую пористость заготовок и прогнозируемые упругие свойства УКМ – эти данные далее будут использованы для прогнозирования свойств получаемых материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по теме № 124070500003-6. При проведении исследований использовано оборудование ЦКП «Пластомет-рия».

1. Oleiwi J. K., Hadi A. N. Properties of Materials and Models of Prosthetic Feet: A Review // IOP Confer-ence Series: Materials Science and Engineering. – 2021. – Vol. 1094. – P. 12151.

2. Examining the viability of carbon fiber reinforced three-dimensionally printed pros-thetic feet created by composite

filament fabrication / Henry H. Warder, Joseph K. Fairley, Joshua Coutts, Richard R. Glisson, Ken Gall // Prosthet. Orthot. Int. – 2018. – Vol. 42, No. 6. – P. 644–651.
3. Design and analysis of prosthetic foot using additive manufacturing technique / V. Vijayan, S. A. Kumar, S. Gautham, M. M. Masthan, N. Piraichudan // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd. – 2020. – Vol. 37, No. 2. – P. 1665–1671.
4. Design and analysis of lower limb exoskeleton with external payload / S. Arunkumar, S. Mahesh, M. Rahul, N. Ganesh, K. J. Mahe shwaran // Int. J. Interact. Des. Manuf. Springer-Verlag Italia s.r.l. – 2023. – Vol. 17, No. 4. – P. 2055–2072.
5. Structural FEA-Based Design and Functionality Verification Methodology of Energy-Storing-and-Releasing Prosthetic Feet / J. Tabucol, T. M. Brugo, M. Povolo, M. Leopaldi, M. Oddsson, R. Carloni, A. Zucchelli // Appl. Sci. – 2021. – Vol. 12, No. 1. – P. 97.
6. Henry H Warder. Examining the viability of carbon fiber reinforced three-dimensionally printed prosthetic feet created by composite filament fabrication // Prosthetics and Orthotics International. – 2018 – No. 42(6). – P. 644–651
7. Siamak Norooz. The Dynamic elastic response to impulse synchronisation (DERTIS) of composite prosthetic energy storing and returning feet // Journal of Sports Engineering and Technology. – No. 228 (1). – P. 24–32
8. Оценка механических свойств элементов конструкции углепластиковых заготовок протезов стоп / Филиппов А. А., Первухин К. Е., Карнаухов Ю. Д., Лутошкин Е. А., Лосев В. М // Вестник ПНИПУ. Механика. –2025. – № 6. – С. –135–144. – DOI: 10.15593/perm.mech/2025.6.12.

Титаноматричные композиционные порошки с карбидным упрочнением: синтез, структура, фазовый состав

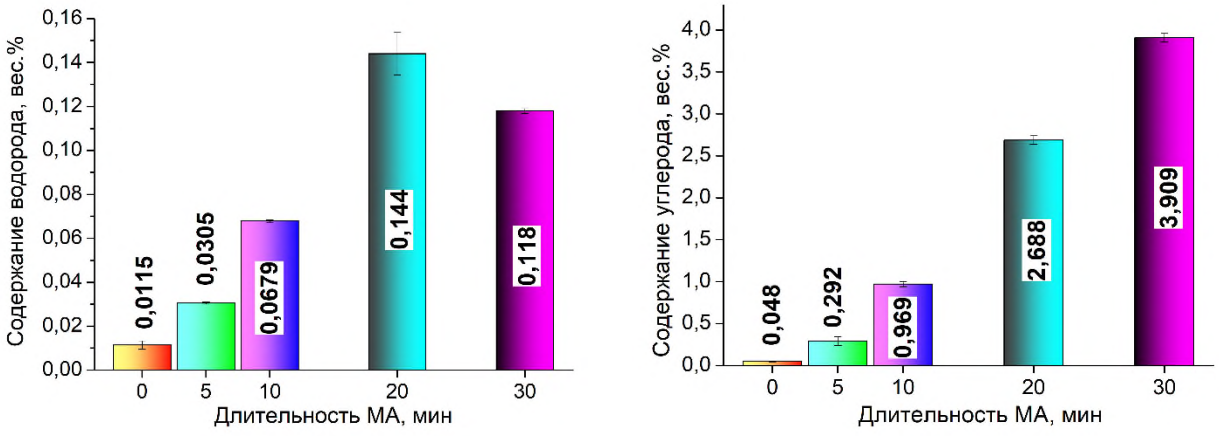
Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Акимов К.О.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы нашли широкое применение в судостроении, аэрокосмической и химической отраслях промышленности благодаря своим превосходным свойствам: высокой коррозионной стойкости и значительной удельной прочности, сохраняющейся даже при высоких температурах [1, 2]. В последние годы ведутся интенсивные исследования влияния легирования кремнием, бором и углеродом на механические свойства титана и его сплавов. Образование мелкодисперсных включений тугоплавких соединений, таких как Ti_5Si_3, TiB или TiC, после легирования этими элементами до 5% приводит к повышению прочности и износостойкости материала.

Карбид титана занимает особое место среди тугоплавких соединений в качестве упрочняющей фазы в композитах с титановой матрицей. В ряду металлических карбидов карбид титана отличается рекордной твердостью и идеально сочетается с титановой матрицей (связкой). Композиты с наноразмерными карбидными частицами, содержащими не более 10% по объёму, демонстрируют наилучшие механические свойства [3]. Однако, при этом возникает серьезная проблема равномерного распределения наноразмерных карбидных частиц по объему титановой матрицы.

Нами предлагается новый подход к проблеме получения титаноматричных композитов с однородным распределением субмикронных карбидных частиц по объему. Этот подход основан на использовании эффекта деструкции молекул углеводородов при механоактивации (МА) порошков и порошковых смесей [4].

В нашей работе синтезированы и исследованы титаноматричные композиционные порошки, упрочненные дисперсными частицами карбида титана. Для синтеза порошок титана марки ТПП-8 подвергался интенсивной механоактивации в шаровой планетарной мельнице «Активатор-2S» в среде толуола (C_7H_8). В процессе МА происходила деструкция углеводородных молекул, а углерод и водород растворялись в решетке титана (рис. 1). При последующем вакуумном отжиге водород частично или полностью (в зависимости от температуры и длительности вакуумного отжига) удалялся из порошка, а углерод вступал в реакцию с титаном с образованием частиц карбида титана.



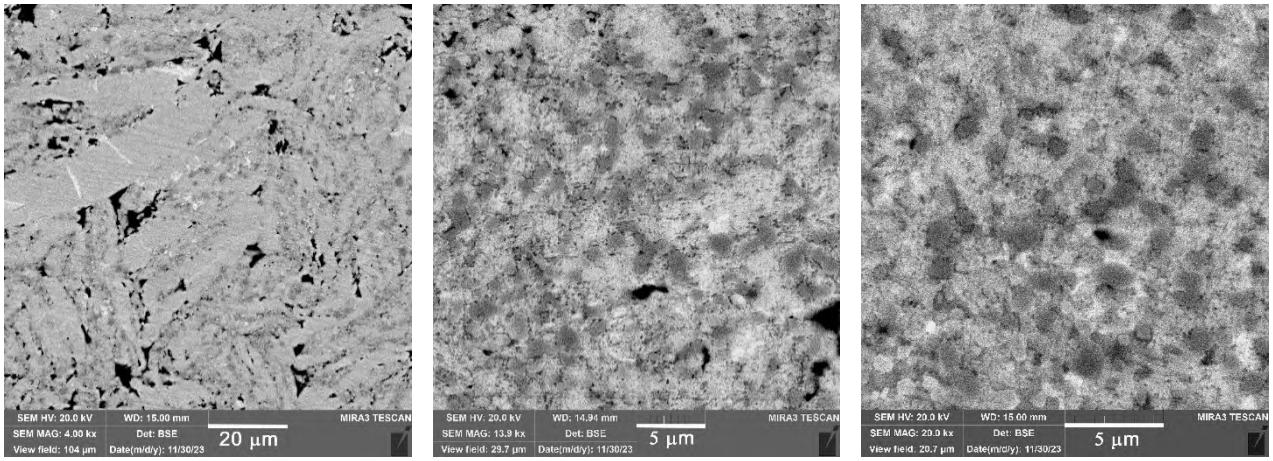
а б

Рис. 1. Зависимость содержания водорода (а) и углерода (б) в титановом порошке от длительности МА в среде толуола. После МА порошки отожжены в вакууме при 600 °С с изотермической выдержкой 2 часа

После полного удаления водорода вакуумным отжигом при 800 °С с изотермической выдержкой 4 часа порошок содержал только карбид титана. Объемное содержание карбида титана зависело от длительности МА и составляло: 9,3% после 10 минут МА, 21,1% после 20 минут МА и 21,6% после 30 минут МА.

В зависимости от длительности МА изменялась также локация карбидных частиц в

структуре композита (рис. 2). После 10 минут МА карбидные частицы располагались преимущественно по границам крупных карбидных зерен (рис. 2а). После 20 и 30 минут МА титановые зерна дробились и формировалась однородная структура композита с однородным распределением карбидных частиц размером до 1,5 мкм по титановой матрице.



а б в

Рис. 2. Влияние длительности МА на микроструктуру титаноматричных композитов с карбидным упрочнением: 10 (а), 20 (б) и 30 (в) минут.
Режим отгонки водорода после МА в среде толуола: 600 °С, 2 часа

Предлагаемый способ позволяет производить широкую номенклатуру титаноматричных композиционных порошков, упрочненных частицами тугоплавких соединений с использованием в качестве сырья дешевого титанового порошка, полученного дроблением титановой губки. Возникает вопрос о практическом применении титаноматричных композиционных порошков, упрочненных дисперсными частицами тугоплавких соединений. Видятся два пути их применения. Один из них – использование порошков в качестве фидстоков при наплавке или напылении покрытий, а также в аддитивной технологии печати изделий (SLM). Другое направление – получение плотных материалов и изделий компактированием порошков известными методами свободного спекания, искрового плазменного спекания (SPS) или горячего прессования (HP).

Работа выполнена в рамках при финансовой поддержке Российского научного фонда, гранд № 26-19-00195.

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в промышленности. – М.: Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Zwicker U. Titan und Titanlegierungen. – Berlin: Springer, 1974. – 717 pp. – DOI:10.1007/978-3-642-80587-5.
3. Design of powder metallurgy titanium alloys and composites / Y. Liu, L.F. Chen, H.P. Tang, C.T. Liu, B. Lui, B.Y. Hung // Mater. Sci. Eng. A. – 2005. – Vol. 418. – P. 25–35. – DOI:10.1016/j.msea.2005.10.057.
4. Suzuki T., Nagumo M. Metastable intermediate phase formation at reaction milling of titanium and n-heptane // Scr. Metall. Mater. – 1995. – Vol. 32(8). – P. 1215–1220. – DOI:10.1016/0956-716x(95)00128-i.

Влияние энтропии смешения и химического состава на коэффициент $d\sigma_c/dT$ в соотношении Клаузиуса-Клапейрона в сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы

Реснина Н.Н., Беляев С.П., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Реутская А.А., Базлов А.И.
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

Одним из отличительных свойств высокоэнтропийных сплавов с памятью формы на основе Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co является широкое температурное окно псевдоупругости. Деформирование сплавов в этом температурном интервале осуществляется за счет прямого мартенситного превращения, а при разгрузке наблюдается полный или частичный возврат неупругой деформации за счет обратного перехода. Полагают, что широкое окно псевдоупругости обусловлено двумя причинами – высоким дислокационным пределом текучести, что характерно для многокомпонентных сплавов, и низким коэффициентом $d\sigma_c/dT$ в соотношении Клаузиуса – Клапейрона, которое описывает смещение температуры мартенситных переходов под напряжением. Так, в бинарных сплавах TiNi этот коэффициент составляет 6-8 МПа/^{o}C, а в многокомпонентных сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co может быть в два – три раза меньше. Вместе с тем неясно, является ли низкий коэффициент в соотношении Клаузиуса – Клапейрона следствием высокой энтропии смешения в этих сплавах или определяется исключительно химическим составом.

Для того, чтобы прояснить природу низкого коэффициента в соотношении Клаузиуса-Клапейрона, в настоящей работе исследовали значение $d\sigma_c/dT$ (наклон на зависимости критического напряжения наведения мартенсита от температуры деформирования) в сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с разной энтропией смешения и различным химическим составом. В работе синтезировали 15 сплавов системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co, в которых энтропия смешения составляла 1,3R, 1.6R и 1,7R. Кроме этого, для каждого значения энтропии были синтезированы сплавы с разным соотношением Hf/Zr (1/3, 3/1) и Cu/Co (1/3,3/1) и сплав, в котором Hf/Zr=Cu/Cu=1/1. Все слитки были получены в вакуумной электродуговой печи с 5-кратной переплавкой. Все сплавы имели дендритную структуру и содержали вторичные частицы типа $(Ti,Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$. Исключение составлял сплав $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$, который содержал частицы типа $(Ti,Hf,Zr)_3(Ni,Cu,Co)_4$. Все сплавы испытывали B2-B19’ мартенситное превращение при охлаждении или нагрузке.

Из слитков вырезали образцы для испытаний, которые подвергали растяжению до разрушения с промежуточными разгрузками (с шагом 0,3-1 %). По зависимостям $\sigma(\varepsilon)$ определяли критическое напряжение наведения мартенсита и анализировали зависимость данного параметра от температуры деформирования.

Полученные результаты показали, что для всех сплавов существует температурное окно, деформирование в котором осуществляется за счет наведения мартенсита, однако псевдоупругий возврат наблюдается только в высокоэнтропйиных сплавах и чем выше значение энтропии смешения, тем совершеннее возврат деформации при разгрузке. В этом интервале температур критическое напряжение линейно зависит от температуры деформирования и чем выше энтропия смешения, тем ниже значение коэффициента $d\sigma_c/dT$. Однозначной зависимости этого коэффициента от химического состава при одинаковой энтропии смешения выявлено не было. Максимальное значение $d\sigma_c/dT$ = 4 МПа/^{o}C наблюдали в сплавах с Hf/Zr = 3/1, а минимальное 2,6 МПа/^{o}C – в сплавах с Hf/Zr = 1/3. В сплавах с различным соотношением Cu/Co значения $d\sigma_c/dT$ находились между максимальным и минимальным значениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 22-19-00169_П).

Противообрастающие композиционные материалы на основе гетерофазных наночастиц ZnO/CuO

Речкунова А.О., Иванова Л.Ю., Бакина О.В., Чжоу В.Р., Лернер М.И.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН им. В.Е.Панина, Томск

Морское биообрастание представляет собой глобальную проблему, как для судов, так и для промышленного оборудования. Подводная часть корпуса становится средой обитания для ряда живых организмов-обрастателей (бактерии, водоросли, моллюски и т.д.), общая масса которых может превышать 150 кг/м^2 [1]. Биообрастание приводит к значительному увеличению массы и ухудшению гидродинамики судов, приводящих к росту расхода топлива на 40% и внеплановому обслуживанию. Организмы-обрастатели, прикрепляясь к корпусам судов, способны переместиться в другую экосистему и нанести ей серьезный урон при отсутствии естественных конкурентов [2,3].

В настоящее время существуют подходы к решению данной проблемы, среди которых наиболее интересным является использование лакокрасочных материалов с добавленными наночастицами (НЧ), что обусловлено их высокой эффективностью и технологичностью. В настоящей работе в качестве противообрастающих добавок предлагается использовать многокомпонентные наночастицы сложного состава оксид металла-оксид металла ZnO/CuO, обладающие двумя механизмами противообрастающего действия: способностью генерировать активные формы кислорода (АФК) и выделять ионы металлов [4]. Неорганические НЧ серебра, меди, диоксида титана, оксидов меди (I, II), диоксида кремния, оксида цинка. активно исследуются. Такие НЧ могут вызывать окислительный стресс, генерируя АФК, нарушая метаболизм клеток и целостность мембраны микроорганизмов. Однако применение данных НЧ имеет ряд недостатков. НЧ серебра имеют высокую стоимость, применение НЧ ZnO и TiO_2 ограничено широкой запрещенной зоной и низкой активностью при облучении видимым светом. Гетероструткура многокомпонентных НЧ ZnO/CuO позволяет реализовать двойной механизм действия и нивелировать указанные ограничения.

Гетерофазные НЧ ZnO/CuO с массовой долей ZnO 90, 75, 50% мас. были получены совместным электрическим взрывом цинковой и медной проволочек в кислородосодержащей атмосфере. Далее частицы были обозначены в соответствии с массовой долей ZnO в скрутке проволок. Установлено, что по данным просвечивающей электронной микроскопии НЧ, содержащие ZnO(50%)/CuO имели преимущественно округлую форму, ZnO(75%)/CuO − форму, близкую к сферической. В образце с ZnO(90%)/CuO присутствовали частицы округлой, гексагональной и прямоугольной формы (рис. 1). Средний размер НЧ ZnO(90%)/CuO составил 82 нм, ZnO(75%)/CuO - 106 нм, ZnO(50%)/CuO - 105 нм. Дзета-потенциал для всех НЧ практически не зависел от химического состава и был положителен (38−41 мВ), что способствует взаимодействию частиц с отрицательно заряженной мембраной бактериальных клеток.

Способность НЧ генерировать АФК определяли по их фотохимической активности в реакции разложения модельного красителя метиленового синего (МС). Представленные результаты демонстрировали повышение активности НЧ с увеличением содержания в них фазы ZnO. В присутствие НЧ ZnO(90%)/CuO наблюдалось разложение красителя на 95,3 %, тогда как для НЧ ZnO(50%)/CuO - только 47,6 %.

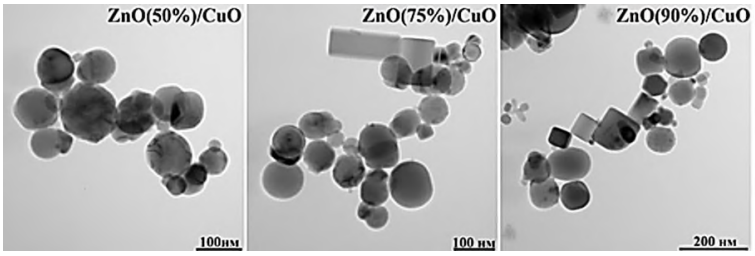


Рис. 1. ПЭМ изображения наночастиц ZnO/CuO с различной массовой долей ZnO и CuO

Для оценки противообрастающей активности полученных НЧ использовали стандартный суспензионный метод в вариации микропланшетной методики. В качестве тестовой культуры

использовали *S.aureus ATCC 25923,* который способен формировать биоплёнки на технических поверхностях, что делает его удобной модельной культурой для оценки противообрастающих свойств покрытий. Установлено, что НЧ ZnO(90%)/CuO подавляли бактериальный рост в концентрации 128 мкг/мл. Под действием видимого света антибактериальная активность НЧ увеличивалась в 8 раз.

НЧ ZnO(90%)/CuO использовали для получения противообрастающего композита ПММА@ZnO/CuO на основе полиметилметакрилата (ПММА). Композит получали методом введения предварительно обработанной ультразвуком суспензии НЧ в раствор полиметилметакрилата (ПММА) в ацетоне. Установлено, композит, содержащий 5% мас. НЧ ZnO(90%)/CuO подавлял рост бактерий *S. aureus* на 80,2% при инкубировании в темноте и на 99,9% - при облучении видимым светом по сравнению с образцом ПММА без НЧ.

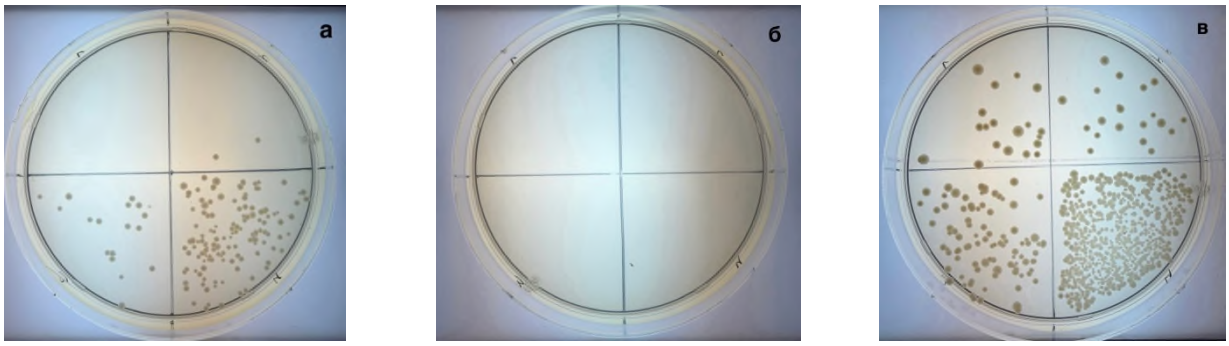


Рис. 2. Фотографии чашек Петри с бактериями *S.aureu*s, выросшими после инкубирования на поверхности образцов: ПММА@ CuO/ZnO при инкубировании без видимого света (а); ПММА@ CuO/ZnO при инкубировании с видимым светом (б); ПММА без наночастиц (в)

Таким образом, композит ПММА@ZnO/CuO проявлял выраженную противообрастающую активность в отношении *S. aureus*, причём под воздействием видимого света защитные свойства композита значительно усиливались, что объясняется синергетическим эффектом двух механизмов действия — генерацией АФК и высвобождения ионов металлов.

Работа выполнена в рамках проекта государственного задания ИФПМ СО РАН FWRW-2026-0004.

1. Nature-inspired anti-fouling strategies for combating marine biofouling / A. Ali, D. Culliton, S. Fahad, Z. Ali, E. Kang, L. Xu // Progress in Organic Coatings. – 2024. – Vol. 189. – P. 108349.
2. Bioinspired marine antifouling coatings: Status, prospects, and future / H. Jin, L. Tian, W. Bing, J. Zhao, L. Ren // Progress in Materials Science. – 2022. – Vol. 124. – P. 100889.
3. Nanocoating is a new way for biofouling prevention / S. Kumar, F. Ye, S. Dobretsov, J. Dutta // Frontiers in Nanotechnology. – 2021. – V. 3. – P. 771098.
4. Design and Tailoring of One-Dimensional ZnO Nanomaterials for Photocatalytic Degradation of Organic Dyes: A Review / M. Samadi, M. Zirak, A. Naseri, M. Kheirabadi, M. Ebrahimi, A. Z. Moshfegh // Research on Chemical Intermediates. – 2019. – Vol. 45. – P. 2197-2254.

Влияние диспергирующих добавок на электрофизические свойства полимерных композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности

Рогачев Е. А., Каленчук А. А.
Омский государственный технический университет, Омск

В настоящее время наблюдается растущий интерес к электропроводным полимерным композиционным материалам (ПКМ), применяемых в антистатической защите, гибких нагревателях, экранировании электромагнитных помех [1]. Особый интерес представляют композиты на основе термопластичных матриц, в частности полиэтилена, которые сочетают в себе технологичность переработки, химическую стойкость, низкую плотность и возможность тонкой настройки электрофизических характеристик за счет введения проводящих наполнителей [2]. Линейный полиэтилен низкой плотности, сочетает относительно упорядоченную структуру с наличием значительной аморфной фазы. Такая морфология создаёт благоприятные условия для формирования композиционных материалов: с одной стороны, обеспечивается достаточная механическая прочность и устойчивость структуры, а с другой сохраняется возможность эффективного распределения частиц наполнителя в объёме матрицы, в том числе в аморфных областях [3].

Для обеспечения необходимых электрофизических и механических свойств ПКМ использование в качестве наполнителя электропроводных марок технического углерода (ТУ) является наиболее перспективным [4]. Однако, ввиду высокой дисперсности и наноразмерного масштаба первичных частиц электрические свойства технического углерода в объёме формируются за счёт системы межчастичных контактов, сопротивление которых существенно выше, чем у отдельных углеродных структур [5]. Даже при высокой плотности упаковки наличие межчастичных зазоров и неоднородность контактов приводит к тому, что эффективная электропроводность порошка оказывается значительно ниже проводимости отдельных частиц. Следовательно, обеспечение максимального количества межчастичных контактов путем повышения однородности распределения ТУ в объеме материла способствует снижению сопротивления композиционной смеси.

Исследования влияния наполненности ПКМ ТУ показывают повышение охрупчивания с ростом концентрации наполнителя [6]. В связи с этим, задача повышения проводимости ПКМ с использованием минимальных концентраций наполнителя является актуальной.

Для решения данной задачи применяются различные подходы, в том числе, использование комплексного наполнителя, варьирование дисперсности компонентов композиционной смеси [7]. В данной работе рассматривается применение стеарата цинка в качестве диспергирующей добавки различной концентрации с целью препятствования агломерации наполнителя, а также улучшению текучести расплава, что в том числе обеспечивает повышение технологичности изготовления изделий из разрабатываемых ПКМ. В качестве полимерной матрицы использовался линейный полиэтилен низкой плотности (ЛПЭНП) марки RM3845UV производства «Казаньоргсинтез», в качестве наполнителя технический углерод марки OMCARB CH600, выпускаемый компанией «Омсктехуглерод» и относящийся к серии специальных электропроводящих марок.

Подготовка полимерной смеси включала этапы дегидратации в муфельной печи, смешение в шаровой мельнице. Смешение компонентов ПКМ производилось на одношнековом экструдере, повышение однородности обеспечивалось двойным экструдированием. Изготовление образцов производилось методом термопрессования. Ранее в работе [6, 8] исследовались ПКМ ЛПЭНП-CH600 с массовыми долями ТУ от 5 масс.% до 20 масс.% с шагов 5%. Установлено, что перколяционный переход наступает при концентрации наполнителя 10 масс.%. С целью уточнения величины порога перколяции, а также повышения диспергируемости наполнителя, изготовлены ПКМ с концентрациями 6 масс%, 8 масс.%, а также ПКМ, наполненные 2% стеарата цинка. Установлено, что внесение 2 масс.% диспергирующего компонента при концентрации наполнителя 6 масс% снижает удельное сопротивление на 2 порядка, в с повышением концентрации ТУ до 10 масс% наблюдается

уменьшение сопротивления от 2 до 3 раз. Повышение доли стеарата цинка до 3 масс.% напротив, приводит к росту удельного сопротивления. Испытания на разрыв показали, что диспергирующая добавка не приводит к заметному изменению предела прочности ПКМ, однако снижается пластичность, что проявляется в уменьшении максимального удлинения при разрыве в до 3х раз.

Таким образом, установлено, что внесение комплексного наполнителя из электропроводного технического углерода и диспергирующей добавки в полимерную матрицу значительно повышает его проводимость (до 2х порядков при малых концентрациях ТУ), но снижает пластичность с сохранением эффекта упрочнения. Данное явление позволяет создавать функциональные композиты с минимальным содержанием наполнителя, что востребовано в электротехнике, упаковке и сенсорике. Эффект снижения пластичности является следствием формирования жёсткой проводящей сети, но он компенсируется сохранением прочности и возможностью тонкой настройки свойств через дозировку стеарата цинка.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект № FSGF-2024-0003.

1. Fenta E.W., Mebratie B.A. Advancements in Carbon Nanotube-Polymer Composites: Enhancing Properties and Applications through Advanced Manufacturing Techniques // Heliyon. – 2024. – Vol. 10. – e36490.
2. Современные композиционные материалы на основе полимерной матрицы / О. В. Ершова, С. К. Ивановский, Л. В. Чупрова, А. Н. Бахаева // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 4-1. – С. 14-18.
3. An M., Duan X., Cui B. Preparation and applications of linear low-density polyethylene // Journal of Physics: Conference Series. – 2022. – Vol. 2229, no. 1. – P. 1-8. – DOI: 10.1088/1742-6596/2229/1/012009.
4. A review on carbon black production, properties, and its applications toward energy storage / M. M. Zainol, A. Z. Abidin, N. Mustaffa, S. N. F. S. A. Rahman, A. A. M. Azli, A. N. Mustapa, K. Hamdan // Energy. – 2025. – P. 1-12. – DOI: 10.1016/j.energy.2025.139123.
5. Improved electrical conductivity of polymer/carbon black composites by simultaneous dispersion and interaction-induced network assembly / Q. Zhang, J. Wang, B. Y. Zhang, B. H. Guo, J. Yu, Z. X. Guo // Composites Science and Technology. – 2019. – Vol. 179. – P. 106-114 . – DOI: 10.1016/j.compscitech.2019.05.008.
6. Kropotin O.V., Rogachev E.A., Kalenchuk A.A. Influence of Carbon Black on the Elastic Modulus of Composite Materials Based on Linear Low Density Polyethylene at Various Structural Levels // Mechanics of Composite Materials. – 2025. – Vol. 61. – P. 67–78. – DOI: 10.1007/s11029-025-10262-1.
7. Дроздова Е.А., Рогачев Е.А., Кропотин О.В. Влияние сверхэлектропроводного технического углерода на структуру и свойства композиционных материалов на основе полиэтилена высокой плотности // Вопросы материаловедения. – 2025. – № 4 (124). – С. 166-175. – DOI: 10.22349/1994-6716-2025-124-4-166-175.
8. Влияние электропроводного технического углерода на свойства линейного полиэтилена низкой плотности / О.В. Кропотин, Е.А. Рогачев, Е.А. Дроздова, А.А. Каленчук, Е.Г. Глуховеря, О.В. Малий // Омский научный вестник. Серия Авиационно-ракетное и энергетическое машиностроение. – 2023. – Т. 7. – № 3. – С. 89-94.

Разработка термопластичных бимодальных фидстоков на основе оксида алюминия

Сагун А.И., Лернер М.И.
Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск

Введение. Керамическая технология занимает важное место в современной промышленности. Однако, такие традиционные методы формования керамики как горячее литье под давлением и полусухое прессование, не позволяют получать детали сложной формы. Внедрение аддитивного формования в технологию керамики является актуальной задачей, так как оно позволяет получать кастомизированные детали сложной геометрии.

Из множества методов аддитивного формования можно выделить способ, основанный на экструзии материала (Material Extrusion, MEX). Формование производится путем экструзии термопластичных фидстоков (керамо-полимерных композиций) через сопло, тем самым послойно формируя объемную деталь. Метод MEX отличается относительной дешевизной используемого оборудования и способностью формовать плотные керамические детали сложной формы с достаточно высокой точностью [1].

Одним из недостатков технологии MEX является сложность получения керамических деталей с высокой плотностью [2]. Увеличение доли порошкового компонента в фидстоке увеличивает плотность спеченной керамики, но вместе с тем значительно повышает вязкость фидстоков, что отрицательно сказывается на процессе аддитивного формования. Возможным способом решения проблемы является использование бимодальных порошковых композиций, т.е. микро- и наночастиц в определенных соотношениях. В работах [3, 4] показано, что использование бимодальных композиций позволяет снизить вязкость фидстоков при неизменной степени их наполнения порошковым компонентом, увеличить плотность упаковки сформованной детали частицами керамики, а также уменьшить усадку и изменить микроструктуру спеченной керамики. В работах [3, 4] описывается эффект уменьшения вязкости расплавов фидстоков при наличии бимодального распределения частиц – эффект шарикоподшипника (roller bearing effect). Суть его заключается в том, что шарообразные наночастицы действуют как смазка при перемещении микрочастиц друг относительно друга внутри расплава, понижая тем самым вязкость расплава. Применение бимодальных порошковых композиций в технологии MEX может привести к улучшению свойств фидстоков и керамики на их основе.

Материалы и методы исследования. В качестве исходных материалов в работе использовались: оксид алюминия марки Mitalox A95-1.5-LS (далее M95), оксид алюминия, полученный электрическим взрывом проволоки и полимерное связующее MC2162, состоящий из полиоловых полимеров, полиамида и стеариновой кислоты. Порошок, полученный электрическим взрывом проволоки, предварительно обжигался при разных температурах: 1000 °C (далее ЭВП1) и 1175 °C (далее ЭВП2). Порошок M95 имеет медианный размер частиц 0,84 мкм. Медианный размер частиц порошка ЭВП1 составляет 0,13 мкм. Порошок ЭВП2 имеет бимодальное распределение частиц по размерам. В результате обжига при температуре 1175 °C наблюдается образование спеченных агломератов, с медианным размером 1,71 мкм. Не спеченные частицы порошка ЭВП2 имеют медианный размер 0,19 мкм. Обжиг при температуре 1175 °C проводился для перевода оксида алюминия в α-фазу.

Были получены две серии фидстоков с объемной долей связующего 0,47 с различным содержанием наночастиц в составе. Серии фидстоков обозначены как БФУ – на основе наночастиц ЭВП1 и БФУК – на основе наночастиц ЭВП2. На первом этапе компоненты фидстока смешивались в виде суспензии с использованием ультразвукового воздействия. На втором этапе производилось смешение в закрытом микросмесителе Brabender 30 EHT (Германия) при температуре 140 °C в течение 15 минут.

Реологические свойства расплавов фидстоков исследовались на капиллярном реометре GOTECH CR-6000 (Тайвань). Температура измерений – 140 °C. Измерения каждого фидстока проводились дважды на капиллярах с соотношением длины к диаметру (L/D) равным 20 и 10.

Измерения проводились в диапазоне кажущихся скоростей сдвига 115,2 – 1497,6 $с^{-1}$. Для полученных данных были введены поправки Рабиновича и Бэгли [5].

Результаты. Были получены зависимости вязкости фидстоков от содержания в их составе наночастиц при скорости сдвига равной 500 $с^{-1}$, что соответствует средним скоростям сдвига, развивающимся при выходе фидстока из сопла экструдера при МЕХ формовании. Полученные зависимости для расплавов фидстоков с различным содержанием наночастиц представлены на рисунке 1.

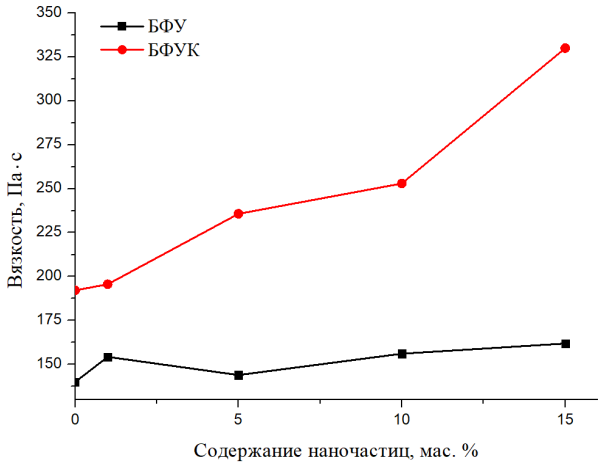


Рис. 1. Зависимости вязкости расплавов фидстоков от содержания в их составе наночастиц

Расплавы фидстоков обеих серий характеризуются псевдопластичными свойствами в исследуемом диапазоне скоростей сдвига. Среди фидстоков серии БФУ с наночастицами в составе наименьшей вязкостью характеризуется фидсток БФУ, содержащий 5 % мас. порошка ЭВП1. Предположительно такое количество наночастиц является оптимальным для частичной активации эффекта шарикоподшипника. Так как большую часть фидстока составляют микрочастицы неправильной формы, то эффект шарикоподшипника незначителен и не может полностью скомпенсировать увеличение вязкости вследствие увеличения удельной поверхности порошкового компонента при введении наночастиц. Поэтому фидсток без наночастиц в составе характеризуется наименьшей вязкостью. С другой стороны, в фидстоках серии БФУК эффект шарикоподшипника не реализуется, вероятно вследствие присутствия в фидстоке больших агломератов неправильной формы. Вязкость расплава увеличивается по мере увеличения количества наночастиц в составе фидстока.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0004 и за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-30006-П, https://rscf.ru/project/21-79-30006/.

1. Extrusion-based additive manufacturing technologies: State of the art and future perspectives / S.C. Altıparmak, V.A. Yardley, Z. Shi, J. Lin // J. Manuf. Processes. – 2022. – Vol. 83. – P. 607-636. – DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.09.032.
2. Additive manufacturing of ceramics: issues, potentialities, and opportunities / A. Zocca, P. Colombo, C.M. Gomes, J. Günster // J. Am. Ceram. Soc. – 2015. – Vol. 7. – P. 1983-2001 – DOI: 10.1111/jace.
3. Oh J.W., Seong Y., Park S.J. Effect of nanoparticles in bimodal powder on physical and mechanical properties of powder injection molded parts. J. Mater. Process. Technol. – 2018. – Vol. 262. – P. 503-510. – DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2018.07.012.
4. Nishiyabu K., Kakishita K., Tanaka S. Micro metal injection molding using hybrid micro/nano powders. Mater. Sci. Forum. – 2007. – Vol. 534. – P. 381-384. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.534-536.381.
5. Chhabra R.P. Non-Newtonian flow and applied rheology: engineering applications; Elsevier. – 2025. – 518 pp.

Исследование структуры и свойств сварного соединения стали 10ХСНД при многопроходной сварке

Санников И.И., Голиков Н.И.

Институт физико-технических проблем Севера им В.П. Ларионова Сибирского отделения Российской академии наук, Якутск

Строительство и эксплуатация мостов на Крайнем Севере сопряжены с экстремальными условиями, такими как вечная мерзлота, низкая климатическая температура и короткий строительный сезон, поэтому к мостовым сооружениям в условиях Крайнего Севера предъявляются повышенные требования надежности, долговечности и адаптивности конструктивных и технологических решений [1, 2]. Применяемая при строительстве мостовых конструкций северного исполнения конструкционная низколегированная сталь марки 10ХСНД 3 категории обладает повышенными значениями прочности и ударной вязкости [3, 4]. Однако, поскольку возведение мостовых сооружений неизбежно сопряжено со сварочным процессом, особое внимание уделяется сохранению заданных свойств (прочности и вязкости) основного металла в зоне сварного соединения. При строительстве мостов готовые металлоконструкции свариваются на месте, поэтому существует большая потребность в обеспечении качественных сварных швов при температурах до –40 ℃. Существующие нормативные документы, к примеру СТО-ГК «Трансстрой»-005-2018 [5], разрешают сварочные работы только до минус 15…20 ℃. Это обосновывается появлением неблагоприятных структур, высоких остаточных напряжений и низкой скоростью выхода водорода из сварного шва, что приводит к образованию трещин и дефектов сварки. Развитие научных основ для сварки при более низких температурах позволит существенно увеличить число рабочих дней при строительстве мостов в Якутии, что даст ощутимый экономический и социальный эффект, так как позволит возводить мосты в холодное время года. В условиях низких температур критически важно применять аттестованные технологии, учитывающие термическое воздействие на основной и наплавленный металл. Однако, как отмечено в источнике [6], данный вопрос проработан недостаточно: вплоть до 22 % аварий стальных конструкций, эксплуатируемых в условиях холодного климата, связано с относительно низкой хладостойкостью сварных соединений, которая в значительной мере обусловлена их структурной, механической и геометрической неоднородностью.

В связи с этим целью работы стало исследование влияния термических циклов многопроходной ручной дуговой сварки на структуру и механические свойства зоны термического влияния сварного соединения стали 10ХСНД-3 при отрицательной температуре окружающего воздуха.

На первом этапе для определения оптимальных скоростей охлаждения сварки стали 10ХСНД 3 проведено физическое моделирование термических циклов нагрева и охлаждения на исследовательском комплексе Gleeble 3800. По результатам установлено, что оптимальный интервал скоростей охлаждения металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений стали 10ХСНД 3 категории составляет от 30 до 40℃/с.

На втором этапе, с учётом полученных данных, выполнена экспериментальная многопроходная сварка образцов из стали 10ХСНД 3 категории при отрицательной (-35 ℃) и комнатной (+20 ℃) температуре окружающего воздуха без предварительного подогрева. Сварка выполнялась в пять проходов с записью параметров режима сварки и регистрацией термических циклов. Измерения показали, что скорости охлаждения при выполнении корневого и второго проходов при –35 °С превышают соответствующие значения при +20 °С вплоть до 1,5 раза. На последующих проходах вследствие автоподогрева существенных различий в скоростях охлаждения не фиксируется.

Для более детального исследования зоны участка перегрева ЗТВ проведено физическое моделирование термических циклов многопроходной сварки на исследовательском комплексе Gleeble 3800, с использованием экспериментально определенных скоростей охлаждения. Режимы моделирования подбирались максимально приближенными к натурным условиям —

преимущественно по максимальной температуре каждого прохода и по скорости охлаждения в интервале 800–500 °С. Всего реализовано шесть режимов: пять первых соответствовали сварке при отрицательных температурах, шестой — при комнатной температуре.

Микроструктура образцов, полученных в ходе физического моделирования многопроходной сварки при отрицательной и комнатной температурах, практически идентична. В обоих случаях преимущественно формируется бейнитная структура, различающаяся лишь морфологическим исполнением.

Результаты механических испытаний образцов, сваренных экспериментальным путем при –35 °С и +20 °С, показали, что показатели прочности, ударной вязкости и твердости удовлетворяют нормативным требованиям. Существенных различий между указанными группами образцов не выявлено.

Проведенные исследования демонстрируют технологическую пригодность многопроходной сварки стали 10ХСНД до –35 °С без предварительного подогрева с обеспечением эксплуатационных характеристик, соответствующих нормативным требованиям, что особенно актуально для строительства в регионах с суровым климатом, таких как Республика Саха (Якутия).

Работа выполнена в рамках госзадания Минобрнауки РФ, шифр проекта FWRS-2024-0034, исследования поддержаны Научно-образовательным фондом поддержки молодых ученых Республики Саха (Якутия) НОФМУ https://nofmu.ru, данные исследования проводились на научном оборудовании Центра коллективного пользования ФИЦ ЯНЦ СО РАН.

1. Забудский, Д. А. Особенности строительства в условиях Крайнего Севера / Д. А. Забудский, Ю. В. Посвятенко // Города России: проблемы строительства, инженерного обеспечения, благоустройства и экологии : сборник статей XXI Международной научно-практической конференции, Пенза, 16–17 апреля 2019 года. – Пенза: Пензенский государственный аграрный университет, 2019. – С. 44-49.
2. Яшнов, А. Н. Некоторые направления развития мостостроения в условиях Крайнего Севера / А. Н. Яшнов, С. В. Пиняжин // Современные исследования трансформации криосферы и вопросы геотехнической безопасности сооружений в Арктике, Салехард, 03–12 ноября 2021 года. – Салехард: Б. и., 2021. – С. 499-502. – DOI 10.7868/9785604610848134.
3. Молева Д.А., Белозор М.Ю. Обоснование применения сталей для изготовления конструкций мостов // Вестник Череповецкого государственного университета. – 2012. – 2(4). – С. 28–31.
4. ГОСТ 6713-2021. Прокат из конструкционной стали для мостостроения. Технические условия. . – М.: Институт стандартизации. – 2022.
5. СТО-ГК «Трансстрой»-005-2018. Конструкции стальные мостов. Технология монтажной сварки. – М.: ГК «Трансстрой». – 2018.
6. Москвичев В.В. Основы конструкционной прочности технических систем и инженерных сооружений: в трех частях. Том 1. Новосибирск: ГУП Академический научно-издательский производственно-полиграфический и книгораспространительский центр РАН «Издательство «Наука» Обособленное подразделение «Сибирская издательская фирма «Наука», 2002. 106 с.

Структурный ближний порядок как фактор управления термоЭДС графена

Сапежинская Т.А., Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Однослойный графен представляет значительный интерес для исследования термоэлектрического транспорта в низкоразмерных углеродных системах [1, 2]. Однако практическое использование графена в термоэлектрических приложениях ограничивается низкой эффективностью идеальной решетки, для которой характерны малые значения коэффициента Зеебека и параметра термоэлектрической добротности $ZT \ll 1$ [3]. В реальных структурах термоэлектрические свойства графена определяются не только его собственной электронной структурой, но и наличием примесных атомов, дефектов, функциональных групп и взаимодействием с подложкой [3, 4]. Для графена на подложке SiO_2 экспериментально наблюдается отрицательный знак коэффициента Зеебека с характерными значениями $S \approx -80$ мкВ/К при комнатной температуре [5]. При этом температурная зависимость термоЭДС может отклоняться от линейного закона, что указывает на существенную роль локального атомного окружения и структурного беспорядка.

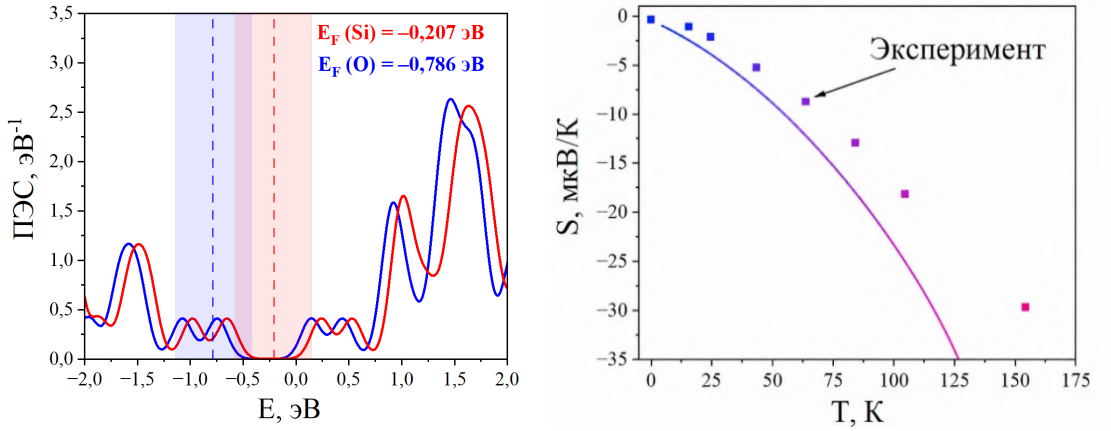
Стандартные модели, в которых примеси рассматриваются как независимые точечные центры рассеяния, не позволяют в полной мере описать влияние пространственной корреляции дефектов на термоЭДС графена. Поэтому в настоящей работе рассматривается структурный ближний порядок, возникающий при неслучайном распределении чужеродных атомов по координационным сферам. Такой подход позволяет связать изменение коэффициента Зеебека не только с концентрацией примесей, но и с их локальным расположением в структуре графена.

В рамках кинетического подхода и метода функций Грина получены аналитические выражения для коэффициента Зеебека, учитывающие рассеяние носителей как на одиночных примесных атомах, так и на областях ближнего порядка. Пространственная корреляция расположения примесей описывалась параметром ближнего порядка α_i, характеризующим распределение чужеродных атомов по различным координационным сферам (КС). При $\alpha = 0$ примесные атомы распределены случайно, тогда как $\alpha \neq 0$ соответствует формированию областей структурного ближнего порядка.

При случайном распределении примесей ($\alpha = 0$) чужеродные атомы выступают как независимые центры рассеяния. В этом случае коэффициент Зеебека имеет близкую к линейной температурную зависимость $S(T)$, а его величина увеличивается с ростом концентрации примесей. При формировании ближнего порядка механизм электронного переноса изменяется: определяющим становится рассеяние носителей не на отдельных атомах, а на локальных структурно неоднородных областях. Это приводит к увеличению коэффициента Зеебека на несколько порядков и к отклонению $S(T)$ от линейного закона. При этом расположение чужеродных атомов в первой КС соответствует отрицательным значениям S, тогда как локализация примесей во второй КС дает положительный вклад в S. Следовательно, знак термоЭДС определяется не только типом носителей, но и характером локального распределения примесных атомов.

Для сопоставления результатов модели с экспериментальными данными были выполнены расчеты методом теории функционала плотности в Quantum ESPRESSO. Рассмотрены две конфигурации интерфейса графен/SiO_2 с кислородным и кремниевым окончаниями поверхности. Кислородное окончание рассматривалось как конфигурация, связанная с вкладом первой координационной сферы, а кремниевое окончание – с вкладом второй координационной сферы. Тип атомного окончания подложки изменяет локальное взаимодействие графена с поверхностью и приводит к различию плотности электронных состояний (ПЭС) вблизи уровня Ферми (Рис. 1а). Полученные значения ПЭС использовались как параметры аналитической модели при расчете температурной зависимости коэффициента Зеебека.

Сравнение рассчитанной зависимости с экспериментальными данными для системы графен/SiO_2 [5] показывает качественное согласие модели и эксперимента (Рис. 1б). Отрицательный знак термоЭДС и рост $|S|$ в интервале 80–300 K объясняются преобладающим вкладом областей, соответствующих первой координационной сфере, несмотря на наличие вклада второй координационной сферы. Таким образом, подложка влияет на термоЭДС не только через изменение электронной структуры графена, но и через формирование локального атомного окружения, задающего параметры ближнего порядка.



а б

Рис. 1. Рассчитанная ПЭС графена на подложке SiO_2 с верхними кислородными (красная кривая) и кремниевыми (синяя кривая) слоями (а), термоЭДС графена на подложке SiO_2 с учетом структурного ближнего порядка и экспериментальные данные для графена на SiO_2 (б) [5]

Полученные результаты показывают, что структурный ближний порядок является важным фактором формирования термоэлектрического отклика графена. В отличие от простого изменения концентрации примесей, перераспределение чужеродных атомов между первой и второй координационными сферами позволяет изменять не только величину, но и знак коэффициента Зеебека. Это открывает возможность управления термоЭДС графена за счет выбора подложки, контролируемой функционализации, отжига или облучения, изменяющих локальное распределение дефектов. Такой подход может быть использован при разработке графеновых материалов с заданным термоэлектрическим откликом для сенсорных элементов, термоэлектрических преобразователей и углеродных композитов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0004.

1. Electronic transport in two-dimensional graphene / S.D. Sarma, S. Adam, E.H. Hwang, E. Rossi // Rev. Mod. Phys. – 2011. – Vol. 83. – P. 407–470. – DOI:10.1103/RevModPhys.83.407.
2. Thermoelectric power of graphene as surface charge doping indicator / A.N. Sidorov, A. Sherehiy, R. Jayasinghe, R. Stallard, D.K. Benjamin, Q.Yu, Z. Liu, W. Wu, H. Cao, Y.P. Chen, Z. Jiang, G.U. Sumanasekera // Appl. Phys. Lett. – 2011. – Vol. 99. – № 013115. – P. 1–3. – DOI:10.1063/1.3609858.
3. Xue X., Li S., Zhu M. Recent progress in graphene-based materials for thermoelectric applications // RSC Advances. – 2025. – Vol. 15. – № 33. – P. 26919–26942. – DOI:10.1039/D5RA03577E.
4. Thermoelectric effect enhanced by resonant states in graphene / M. Inglot, A. Dyrdał, V.K. Dugaev, J. Barna's // Phys. Rev. B. – 2014. – Vol. 91. – № 115410. – P. 1–6. – DOI:10.1103/PhysRevB.91.115410.
5. Two-dimensional phonon transport in supported graphene / J.H. Seol, I. Jo, A.L. Moore, L. Lindsay, Z.H. Aitken, M.T. Petters, X. Li, Z. Yao, R. Huang. D. Broido, N. Mingo, R.S. Ruoff, L. Shi // Science. – 2010. – Vol. 328. – № 5975. – P. 213–216. – DOI:10.1126/science.1184014.

Влияние температуры отжига на структуру и свойства сплава ВТ23, полученного прямым лазерным выращиванием

Сафарова Д.Э., Базалеева К.О., Шашин К.Д., Власов Д.Ю.
Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, Москва

Титановый сплав ВТ23 (Ti–5Al–4.5V–2Mo–1Cr–0.6Fe) относится к классу высокопрочных (α+β)-сплавов и находит широкое применение в различных областях промышленности для изготовления ответственных силовых конструкций. Перспективной технологией получения заготовок из данного сплава является прямое лазерное выращивание (ПЛВ), которое обеспечивает возможность формообразования крупногабаритных деталей сложной геометрии с минимальными припусками на механическую обработку [1, 2]. Однако вследствие экстремально высоких скоростей охлаждения (10^3–10^5 К/с) и многократных термических циклов, характерных для прямого лазерного выращивания, в материале формируется неравновесная микроструктура [3]. Кроме того, в выращенных заготовках фиксируются значительные остаточные напряжения и анизотропия механических свойств, обусловленная столбчатой морфологией первичных β-зерен [2, 4].

Для снятия остаточных напряжений и формирования сбалансированного комплекса механических свойств заготовки из титановых сплавов, полученные ПЛВ, подвергают последующей термической обработке, как правило, отжигу в двухфазной (α+β)-области [5]. Известно, что температура отжига определяет полноту протекания диффузионного распада метастабильных фаз, размер и морфологию выделений α- и β-фаз, а также степень релаксации остаточных напряжений, что в совокупности оказывает определяющее влияние на конечные механические характеристики материала [4, 5]. Однако, систематические данные о влиянии температурного режима отжига на структурно-фазовое состояние и свойства сплава ВТ23, полученного прямым лазерным выращиванием, в литературе представлены ограниченно. Имеющиеся работы посвящены главным образом оптимизации параметров самого процесса ПЛВ, тогда как вопросы пост-обработки остаются недостаточно изученными.

Целью данной работы является исследование влияния температуры отжига на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплава ВТ23, полученного прямым лазерным выращиванием.

Формирование исследовательский образцов для последующей термообработки производилось на лазерном принтере InssTek MX-Grande с мощностью лазера 1100 Вт и скоростью 1 м/мин. Термическая обработка проводилась в интервале температур 300-900 °С, с шагом 100 °С в среде аргона.

На рисунке 1 представлены микроструктуры сплава после термической обработки. Следует отметить, что до температуры 600 °С структура соответствует исходной после печати. Начиная с температуры 700 °С происходит укрупнение границ зерна без значительного изменения размеров самих зерен. Фазовый состав представлен α- и β-фазами, образования дополнительных фаз не зафиксировано. При температуре 600 °С наблюдается рост микротвердости до 550 ± 20 $HV_{0.2}$, что вероятно связано с выделением дисперсных частиц α-фазы из метастабильной β-фазы в процессе отжига.

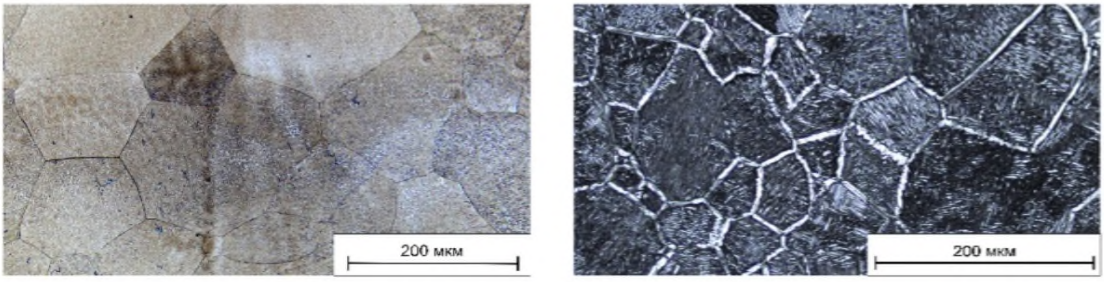


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ23 после термической обработки: температура300 °С (а), температура 900 °С (б)

Публикация выполнена в рамках Проекта «202530-2-000» Системы грантовой поддержки научных Проектов РУДН.

1. A review on metallurgical aspects of laser additive manufacturing (LAM): Stainless steels, nickel superalloys, and titanium alloys / Kh. Moeinfar, F. Khodabakhshi, S.F. Kashani-bozorg, M. Mohammadi, A.P. Gerlich // J. Mater. Res. Technol. – 2022. – Vol. 16. – P. 1029–1068.
2. Carroll B.E., Palmer T.A., Beese A.M. Anisotropic tensile behavior of Ti–6Al–4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing // Acta Mater. – 2015. – Vol. 87. – P. 309–320.
3. Влияние технологических параметров процесса прямого лазерного выращивания на качество формируемого объекта из титанового сплава ВТ23 / Д.Э. Сафарова, К.О. Базалеева, Е.В. Цветкова и др. // Обработка металлов. – 2024. – Т. 26, № 2. – С. 45–56.
4. Laser additive manufacturing of new α+β titanium alloy with high strength and ductility / T. Wang, H.-B. Tang, Y.-Y. Zhu, D. Liu, H.-M. Wang // J. Mater. Res. Technol. – 2023. – Vol. 26. – P. 7566–7582.
5. Material properties of Ti6Al4V parts produced by laser metal deposition / J. Yu, M. Rombouts, G. Maes, F. Motmans // Phys. Procedia. – 2012. – Vol. 39. – P. 416–424.

Сравнительные исследования метаматериалов с различной ауксетической структурой

Сахаров Н.А., Казанцева Н.В., Ежов И.В., Ильиных М.В.
Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Аддитивные технологии одно из самых быстро развивающихся научных и технологических направлений. Наиболее перспективным направлением в 3D печати является возможность компьютерного конструирования и модификации изделий или материалов, которые не могут быть получены обычными способами производства. Создание ячеистых конфигураций различных деталей конструкции с использованием компьютерных технологий, позволяет снизить общий вес изделия, снизить роль человеческого фактора за счет автоматизации производства. Искусственные метаматериалы с периодической ячеистой структурой - ауксетики, обладающие отрицательным коэффициентом Пуассона, имеют высокие показатели энергии поглощения удара и вибрации [1, 2]. Использование компьютерных технологий создания цифровых материалов с различными конфигурациями, еще до изготовления изделия в 3D принтере, позволяет выявить критические участки изделия или детали и прогнозировать их поведение в условиях эксплуатации. Проведение компьютерных экспериментов на полученной CAD модели способствуют ресурсосбережению и повышению технологичности при 3D производстве изделий.

В настоящем исследовании были созданы CAD-модели ауксетических материалов различных модификаций для изготовления ячеистых легких и прочных образцов из PLA пластика с помощью FDM 3D принтера (рис. 1). Проведены сравнительные исследования процесса деформации созданных образцов с ауксетической структурой различной модификации с помощью имитационного моделирования в программном пакете COMSOL Multiphysics. Деформация сжатием была выполнена в центре коллективного пользования ИФМ УРО РАН на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре со скоростью 6 мм/мин. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследована зона разрушения образцов из PLA пластика с ауксетической структурой разного типа (базовой, хиральной) после деформационных воздействий.

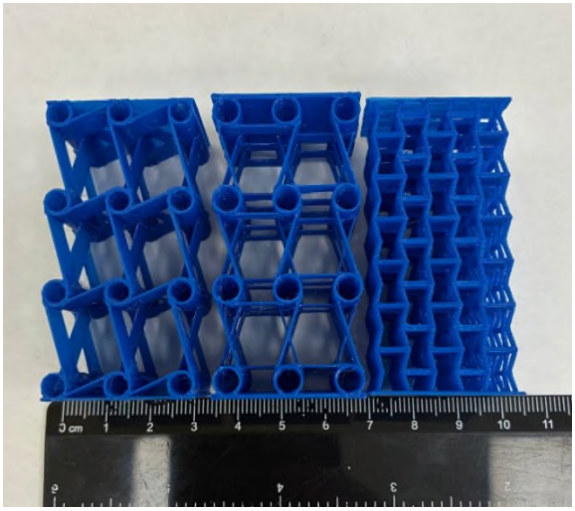


Рис. 1. Ауксетики с различной модификацией ячеистых структур

Полученные результаты моделирования анализируются и сравниваются с результатами эксперимента.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 25-29-01357

1. Shen J. Simple cubic three-dimensional auxetic metamatials // Phys. Status Solidy B. – 2014. –Vol.251 – P. 151-152. – DOI: 10.1002/pssb.201451304.
2. Auricchio F. et al. A novel layered topology of auxetic materials based on the tetrachiral honeycomb microstructure // Mater. Des. – 2019. – Vol.179. – P. 107883. – DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107883.

Сравнительный анализ импульсных режимов наплавки для выбора оптимальной технологии упрочнения деталей горной техники

Семёнов С.В., Голиков Н.И.
Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск

Интенсивная эксплуатация горнодобывающей техники в условиях многолетней мерзлоты и низких климатических температур приводит к масштабному абразивному износу и преждевременному выходу дорогостоящих деталей из строя [1-3]. Для восстановления ресурса и снижения затрат на ремонт перспективным является применение электродуговой наплавки с импульсной модуляцией тока, обеспечивающей управление тепловложением и процессами кристаллизации [3-5]. Однако задача выбора конкретного режима модуляции для достижения баланса между износостойкостью, стабильностью процесса и экономической эффективностью остается открытой.

В данной работе проведено комплексное сравнение четырех импульсных режимов и одного базового режима на постоянном токе при наплавке покрытий широко применяемыми на предприятиях электродами ОЗН-400М. Целью исследования являлось определение благоприятного режима, обеспечивающего максимальную стойкость к ударно-абразивному износу, оптимальную твердость и минимальное выгорание легирующих элементов при одновременной оценке технологической стабильности горения дуги. Исследование включало химический анализ наплавленных слоев, измерение твердости и микроструктурные исследования, а также испытания на ударно-абразивный износ.

В рамках исследования применялся метод ручной дуговой наплавки в низкочастотном диапазоне (частота модуляции тока регулировалась в пределах 1-5 Гц) с использованием инверторного источника питания ФЕБ-315 «МАГМА», реализующего импульсно-дуговой режим. В качестве наплавочного материала были использованы электроды марки ОЗН-400М диаметром 4 мм. В процессе работы осуществлялся сбор данных об энергетических характеристиках сварочных процессов с использованием регистратора AWR 224-МД. Проведен анализ полученных осциллограмм на наличие обрывов дуги, коротких замыканий, коэффициента вариаций длительностей коротких замыканий. По результатам исследований выбраны наиболее стабильные режимы импульсно-дуговой наплавки.

Экспериментально установлено, что импульсные режимы позволяют снизить выгорание легирующих элементов (C, Si, Mn, Cr, V) по сравнению с наплавкой на постоянном токе. В зависимости от параметров модуляции наблюдаются различные морфологии структуры: выбранный оптимальный режим способствует формированию однородной матрицы с благоприятным соотношением мартенсита, остаточного аустенита и дисперсных карбидных фаз, тогда как неоптимальные параметры ведут к структурной неоднородности или избыточному разупрочнению. Показано, что использование предпочтительного режима модуляции обеспечивает снижение массового износа до 12% наплавленного слоя при незначительном изменении твердости по сравнению с наплавкой на постоянном токе, при сохранении высокой стабильности сварочного процесса.

Полученные результаты обосновывают выбор эффективного режима импульсно-дуговой наплавки для упрочнения деталей горнодобывающей техники электродами ОЗН-400М, что позволяет увеличить межремонтный интервал, сократить простои и материальные затраты в экстремальных условиях Севера и Арктики.

Исследования поддержаны Научно-образовательным фондом поддержки молодых ученых Республики Саха (Якутия) (НОФМУ, http://nofmu.ru). Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ (шифр проекта FWRS-2024-0034) с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН.

1. Махутов Н.А., Москвичев В.В., Фомин В.М. Создание техники северного исполнения – проблема социально-экономического развития восточных регионов России // Вестник Российской академии наук. – 2015. – Т. 85(2). – С. 155-163.– DOI:10.7868/S0869587315020097.

2. Study of abrasive wear phenomena in dry and slurry 3-body conditions / M. Petrica, C. Katsich, E. Badisch et al. // Tribology International. – 2013. Vol. 64. – P. 196–203.
3. Обеспечение надежности деталей техники Севера упрочнением рабочих поверхностей методом наплавки / С.В. Семенов, Ю.Н. Сараев, Н.И. Голиков и др. // Безопасность и мониторинг природных и техногенных систем : материалы и доклады, Красноярск, 16–20 октября 2023 года. Красноярск: Федеральное государственное бюджетное научное учреждение "Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий". – 2023. – С. 163-167. – DOI 10.25743/SSTS.2023.81.49.040. – EDN JTDKMI.
4. Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Сидоров М.М. Развитие концептуальных подходов к повышению надежности и хладостойкости технических систем ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях Севера // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии : тезисы докладов Международной конференции, Томск, 09–12 сентября 2024 года. Томск: без издательства. – 2024. – С. 149-150. – EDN ICCJBA.
5. Голиков Н.И., Сидоров М.М., Сараев Ю.Н. Способ упрочнения изношенных деталей техники методом импульсно-дуговой наплавки // Сварка в России-2019: современное состояние и перспективы : тезисы докладов Международной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения Б.Е. Патона, Томск, 03–07 сентября 2019 г. / ИФПМ СО РАН. Томск: ООО "СТТ". – 2019. – С. 87-88. – EDN CQOBNI.

Структура и физико–механические свойства композиционных покрытий на основе Al–Si–Re–O–N, формируемых на кварцевых стеклах при магнетронном распылении мозаичных мишеней

[1]Сергеев В.П., [2]Турсунханова Р.Б., [1]Сунгатулина Е.В., [1]Овчинников С.В., [1]Воронов А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

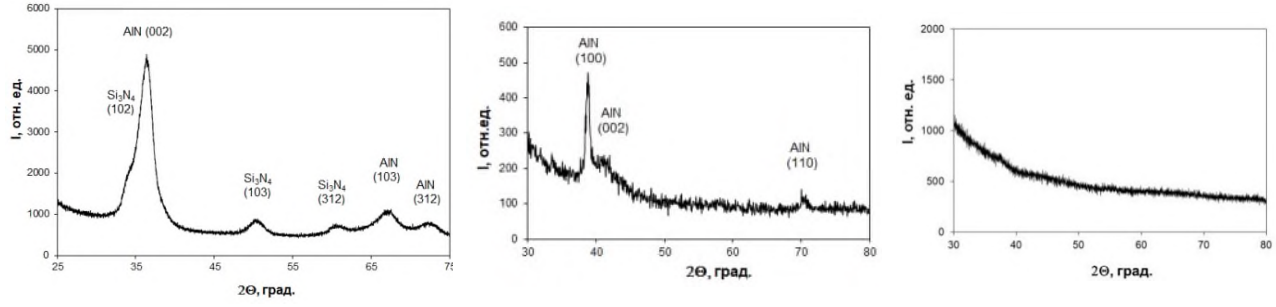
Покрытия на основе оксинитридов алюминия–кремния, легированные металлами при синтезе на поверхности кварцевых подложек методом импульсного магнетронного распыления композиционных мишеней, могут обладать высоким комплексом физико-механических свойств, таких как высокая твердость, упругость и трещиностойкость, ударопрочность и термическая стабильность, стойкость к окислению и прозрачность в видимом диапазоне [1]. Сегодня эти покрытия находят применение в ряде отраслей от микро- и оптоэлектроники до авиакосмической промышленности, поэтому на различных аспектах их изучения сосредоточено внимание исследователей по всему миру. Особое внимание привлекают технологии легирования редкоземельными и тяжелыми металлами, в частности, рением благодаря ряду приобретаемых уникальных качеств [2].

В данной работе изучается метод осаждения на кварцевой подложке покрытий на основе Al–Si–Re–O–N при разном соотношении реактивных газов азота и кислорода и содержании рения с помощью импульсного магнетронного распыления круговой мозаичной мишени, изготовленной в виде диска из сплава алюминия с кремниевыми и рениевыми вставками. При этом изучается влияние этих компонентов на микроструктуру, химический и фазовый состав, физико–механические характеристики покрытия с помощью современных методов физического материаловедения.

Показано, что увеличение концентрации рения приводит к увеличению плотности материала покрытия и понижению коэффициента пропускания света в видимом диапазоне излучения. Проведение процесса осаждения при повышенном давлении азота и отсутствии кислорода приводит к синтезу структуры I (рис. 1а) покрытия на основе двух нанокристаллических фаз AlN и Si_3N_4 в виде параллельных столбцов, растущих нормально от поверхности подложки. Понижение давления азота и малая добавка кислорода к газовой смеси приводит к аморфизации фазы Si_3N_4, и структура превращается в однофазную нанокристаллическую типа II (рис. 1б), состоящую только из столбцов фазы AlN, вставленных в аморфную матрицу Si_3N_4. Дальнейшее увеличение кислорода в реакционной газовой смеси с азотом приводит к аморфизации также фазы AlN (структура типа III (рис. 1 в).

Установлена взаимосвязь физико–механических свойств покрытий, таких как микротвердость, модуль упругости, трещиностойкость, плотность и светопропускание в видимом и ультрафиолетовом диапазонах излучения с их микроструктурой и составом.

Исследование выполнено в рамках проекта фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (FWRW-2026–0008) и программы развития Томского политехнического университета.



а б в

Рис. 1. Рентгенограммы нанокомпозитных покрытий AlSiReON с двухфазной структурой I AlN+Si3N4 (а), с однофазной структурой II AlN (б) и в аморфном состоянии III (в)

1. Шаша У., Бычков С.П. Исследование влияния элементного состава покрытий системы Al–Si–N на их механические и оптические свойства // Изв. СПбГЭТУ «ЛЭТИ». – 2024. – Т.17. – № 10. – С. 5–16. – DOI: 10.32603/2071-8985-2024-17-10-5-16
2. Si-Al-N-O Multi-layer coatings with increased corrosion resistance deposited on stainless steel by magnetron sputtering / T. Dorofeeva, T. Gubaidulina, V. Sergeev, M. Fedorischeva // Metals. – 2022. – V.12 (2) – P. 254. – DOI:10.3390/met12020254.
3. Studying the structural phase composition and optical and mechanical properties of Al–Si–Re–O coatings deposited on quartz glass / R.B. Tursunkhanova, V.P. Sergeev, M.P. Kalashnikov, O.V. Sergeev, A.V. Voronov, V.V. Stuzhuk // Russian Physics Journal. –2024. –Vol.67. – No.4.– P. 427-433. – DOI 10.1007/s11182-024-03140-1 13.04.2024.

Влияние интенсивности охлаждения при сварке трением с перемешиванием на свойства соединение высокопрочных алюминиевых сплавов с различными системами легирования

Сидоров Е.А., Чумевский А.В., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения им. В.Е. Панина СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием сопровождается интенсивным локальным термомеханическим воздействием, приводящим к изменению структурно-фазового состояния материала, включая растворение, коагуляцию и перераспределение упрочняющих выделений. Поэтому влияние принудительного охлаждения определяется не только интенсивностью отвода тепла, но и системой легирования, исходным состоянием и механизмом дисперсионного упрочнения сплава.

Анализ диаграмм испытаний на растяжение (рис. 1, табл.1) показывает, что для системы Al–Zn–Cu–Mg применение жидкостного охлаждения обеспечивает более благоприятное сочетание прочности и пластичности по сравнению с воздушным охлаждением. Интенсивный отвод тепла сокращает продолжительность термического цикла и ограничивает укрупнение вторичных фаз, вследствие чего уменьшается разупрочнение сварного соединения. Схожее влияние водяного охлаждения установлено для сварных соединений сплава AA7075, относящегося к той же системе легирования [1].

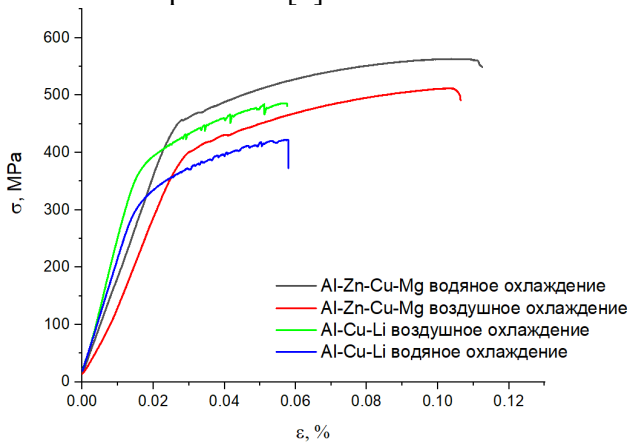


Рис. 1. Диаграмма напряжение-деформация образцов соединений различных сплавов, полученных методом сварки трением с перемешиванием

Для системы Al–Cu–Li наблюдается иная закономерность более высокую прочность демонстрирует соединение, полученное с воздушным охлаждением. Формирование свойств Al–Cu–Li-сплавов связано с состоянием фаз T_1, θ′ и δ′, которые существенно изменяются в результате сварочного нагрева и последующего охлаждения [2, 3]. В зоне перемешивания возможно растворение значительной части исходных выделений, а восстановление упрочняющей структуры зависит от последующего старения. Поэтому чрезмерно интенсивное охлаждение без дополнительной термической обработки не обязательно приводит к повышению прочности соединения.

Таблица 1. Влияние типа охлаждения на прочностные характеристики в зависимости от системы легирования

Система легирования	Тип охлаждения	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Удлинение, %
Al-Zn-Cu-Mg	Жидкостное	560	450	11
Al-Zn-Cu-Mg	Воздушное	510	380	10,5
Al-Cu-Li	Воздушное	485	400	5,8
Al-Cu-Li	Жидкостное	420	360	5,8

Таким образом, реакция исследованных сплавов на принудительное охлаждение определяется различиями в их фазовом составе и механизмах упрочнения. Для сплава системы

Al–Zn–Cu–Mg более эффективным является водяное охлаждение, тогда как для Al–Cu–Li-сплава предпочтительным оказалось менее интенсивное воздушное охлаждение (без дополнительной термообработки после сварки). Это подтверждает необходимость индивидуального выбора условий теплоотвода при сварке различных алюминиевых сплавов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2026-0001.

1. Kosturek R., Torzewski J., Śnieżek L. Study on underwater friction stir welding of AA7075-T651 // Advances in Science and Technology Research Journal. – 2024. – Vol. 18, No. 8. – P. 191–203. – DOI:10.12913/22998624/193529.
2. The precipitate evolution in friction stir welding of 2195-O Al–Li alloy / P. Chen et al. // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 24. – P. 1991–2006. – DOI:10.1016/j.jmrt.2023.03.151.
3. Microstructure, mechanical and fracture properties of friction stir welded 2195 Al–Li alloy joints / G. Sun et al. // Chinese Journal of Aeronautics. – 2024. – Vol. 37, No. 1. – P. 345–361. – DOI:10.1016/j.cja.2023.10.017.

Влияние температурно-временной стабилизации на электрофизические свойства композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности, наполненного углеродными нанотрубками

Ставров Д.А.
Омский государственный технический университет, Омск

Повышенный интерес к электропроводным полимерным композиционным материалам (ПКМ) обусловлен широким спектром их применения в различных областях: материалы для электростатической защиты, самовосстанавливающихся предохранителей, саморегулирующихся нагревателей, сенсоров, а также для замены металлических проводников в электронике [1, 2]. В качестве наполнителей в таких композитах, как правило, используются углеродные наноматериалы, в том числе многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ) [1, 2]. Уникальное сочетание электрофизических, термических и механических свойств нанотрубок делает их перспективным и эффективным наполнителем для электропроводных ПКМ, обеспечивающим высокую электропроводность и повышенные прочностные свойства материала при сравнительно небольшой концентрации. Применение линейного полиэтилена низкой плотности (ЛПЭНП) в качестве полимерной матрицы обусловлено его относительно низким модулем упругости и высоким показателем текучести расплава [3].

Электрофизические свойства ПКМ, наполненных углеродными наноматериалами, зависят от многих факторов, в том числе от характера распределения и физико-химического состояния поверхности частиц наполнителя [4], а также от характера и интенсивности релаксационных процессов, протекающих в композите [5]. Влияние релаксационных процессов на формирование уровня электропроводности ПКМ на основе ЛПЭНП, наполненных МУНТ, практически не изучено.

В данной работе исследовано влияние температурно-временной стабилизации на электропроводность, удельный электрический комплексный импеданс и фазовый угол композитов на основе ЛПЭНП, наполненных МУНТ. Электрофизические характеристики ПКМ измеряли в течение суток после их изготовления, затем, проводили отжиг при температурах 60 °С и 100 °С (контрольный образец хранился при комнатной температуре). Повторное измерение электрофизических характеристик ПКМ проводили через 50 суток после их изготовления.

В качестве матрицы ПКМ использовался ЛПЭНП марки RM3845UV (Казаньоргсинтез, Россия), а в качестве наполнителя – многослойные углеродные нанотрубки МУНТ-1, средний диаметр 7-9 нм, длина 5-25 мкм (Институт катализа СО РАН, Новосибирск, Россия). Ранее было исследовано влияние МУНТ-1 на формирование электрофизических свойств ПКМ на основе ЛПЭНП, содержащего 5 масс.% нанотрубок, на различных структурных уровнях [4]. В данной работе исследовали ПКМ, содержащие 3, 5, 7 масс.% МУНТ. Диапазон используемых концентраций соответствует перколяционному переходу в указанных композитах. Подготовка композиционной смеси включала дегидратацию компонентов в муфельной печи и последующее смешение в шаровой мельнице. Гранулят композита получали на одношнековом экструдере, с целью повышения степени диспергирования МУНТ в ПКМ поводили трехкратное экструдирование. Образцы изготавливали методом термопрессования.

В результате проведенных исследований установлено влияние временной и температурно-временной стабилизации на электропроводность, частотные зависимости удельного электрического комплексного импеданса и фазового угла для композитов на основе ЛПЭНП, наполненных МУНТ. Показано, что у образцов, содержащих 7 масс.% МУНТ после проведения всех видов стабилизации проводимость повышается. Аналогичная закономерность наблюдается для ПКМ, содержащих 5 масс.% МУНТ, после временной и температурной стабилизации при 60 °С. В то же время, для композита с 5 масс.% МУНТ, подвергнутого температурной стабилизации при 100 °С и для всех образцов, содержащих 3 масс.% МУНТ, проводимость уменьшается. Полученные результаты сопоставлены с

частотными зависимостями удельного электрического комплексного импеданса и фазового угла, выявлены закономерности изменения соотношения реактивной и активной составляющих импеданса, определяющие характер структурной релаксации в ПКМ.

Полученные результаты могут быть использованы для управления процессом формирования электрофизических свойств ПКМ на основе ЛПЭНП, наполненных МУНТ, путем температурно-временной стабилизации.

Научный руководитель: Кропотин О. В., д.т.н., заведующий кафедрой «Физика» ОмГТУ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ОмГТУ, проект № FSGF-2024-0003.

1. Conductive polymer composites with segregated structures / H. Pang, L. Xu, D.-X. Yan, Z.-M. Li // Prog. Polym. Sci. – 2014. – Vol. 39. – P. 1908–1933. – DOI:10.1016/j.progpolymsci.2014.07.007.

2. Fenta E.W., Mebratie B.A. Advancements in carbon nanotube-polymer composites: enhancing properties and applications through advanced manufacturing techniques // Heliyon. – 2024. – Vol. 10. – DOI:10.1016/j.heliyon.2024.e36490.

3. Low-density polyethylene-multi-walled carbon nanotube nanocomposite membranes with enhanced conductivity for highly sensitive vapor sensing / S. Shi, W. Xu, B. Zhou, S. Qin, X. Liu, H. Li // Adv. Compos. Hybrid Mater. – 2023. – Vol. 6 – 168. – DOI:10.1007/s42114-023-00748-8.

4. Influence of multi-walled carbon nanotubes oxidation on the electrophysical properties of composites based on linear low-density polyethylene at different structural levels /E. Rogachev, O. Kropotin, S. Nesov, D. Sokolov, M. Trenikhin, V. Danshina, D. Stavrov, V. Egorova, G. Russkikh // Fuller. Nanotub. Carbon Nanostruct. – 2025. – Vol. 33(11). – P. 1108–1116. – DOI:10.1080/1536383X.2025.2490719.

5. Traina M., Pegoretti A., Penati A. Time–temperature dependence of the electrical resistivity of high-density polyethylene / carbon black composites // J. Appl. Polym. Sci. – 2007. – Vol. 106. – P. 2065–2074. – DOI10.1002/app.26444.

Градиентные материалы на основе разнородных жаропрочных никелевых сплавов

Степанов Н.Д.

Институт лазерных и сварочный технологий, Санкт-Петербургский морской технический университет, Санкт-Петербург

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются ключевыми материалами для изготовления ответственных деталей, работающих при повышенных температурах, в авиакосмическом и энергетическом машиностроении. Ввиду высокой стоимости сплавов и сложности получения деталей традиционными методами, большой интерес представляет использование аддитивных технологий изготовления высокоточных заготовок из ЖНС. Однако, никелевые сплавы с высоким содержанием алюминия и титана и высокой долей упрочняющей γ’ фазы традиционно относятся к несвариваемым сплавам из-за склонности к образованию трещин, что ограничивает их применимость для аддитивных технологий. Поэтому интерес вызывает адаптация ЖНС для аддитивных технологий.

В данной работе рассматривается возможность повышения технологичности ЖНС за счет добавки к сильнолегированными несвариваемым сплавам добавок менее легированных свариваемых сплавов. В качестве несвариваемых сплавов были использованы Rene 80, Inconel 738, ЖС6К, а в качестве свариваемых – Rene 41, Inconel 718 и ВЖ159. С использованием метода CALPHAD, была проведена оценка влияния состава смесей различных сплавов на их фазовый состав и склонность к образованию трещин. Далее, методом прямого лазерного выращивания были изготовлены градиентные образцы из смесей различных сплавов, где соотношение сплавов изменялось по высоте. Были проанализированы структура и механические свойства градиентных образцов в зависимости от химического состава. Показана возможность не только изменения объёмной доли γ’ фазы за счет изменения соотношения порошков, но и смена типа упрочняющих частиц (с γ” на γ’). Установлена возможность получения в смеси порошков различных сплавов композиций, сочетающих прочностные свойства несвариваемого сплава и технологичность (склонность к образованию трещин) свариваемого сплава. Полученные результаты могут быть востребованы для создания изделий из разнородных ЖНС, например, блисков авиационных турбин.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (соглашение 26.02.2025 № 075-15-2025-006).

Закономерности формирования гибридных аморфно-нанокристаллических материалов методами экстремальных воздействий

[1,2,3]Сундеев Р.В., [1]Шалимова А.В., [4]Рогачев С.О

[1]Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина, Москва

[2]МИРЭА – Российский технологический университет, Москва

[3] Институт электрофизики и электроэнергетики РАН, Санкт-Петербург

[4]МИСИС, Москва

Для наиболее ответственных секторов промышленности востребованы материалы принципиально нового типа, объединяющие несовместимые обычно свойства: высокую твердость с пластичностью, устойчивость к износу и коррозии, а также магнитные свойства с биосовместимостью. Аморфно-нанокристаллические композиты входят в число самых перспективных кандидатов на эту роль. Аморфная компонента отвечает за твердость, стойкость к коррозии и магнитомягкие характеристики, а кристаллическая — за способность к пластической деформации и предотвращение хрупкого разрушения. Один из путей создания таких гибридных структур (помимо управляемой кристаллизации аморфных сплавов и механоактивации) — это компактирование чередующихся аморфно-кристаллических слоев, свободно уложенных друг на друга, методом кручения под высоким давлением (КВД).

Аморфно-кристаллический композит формировали пакетной укладкой двух кристаллических лент технически чистой меди (Cu) и аморфной ленты $Fe_{75}B_{17}Si_8$. Консолидацию проводили методом КВД при давлении 6 ГПа (число оборотов n = ¼, 1, 5, 10, 20, 25). Структуру исследовали методами СЭМ, рентгенофазового анализа и ультрамикроиндентирования. Показано, что после КВД формируется упрочнённая мелкокристаллическая медная матрица с встроенными фрагментами твёрдой аморфной фазы $Fe_{75}B_{17}Si_8$ (рис. 1). Форма фрагментов — «сигарообразная», с перемычками. При n = ¼ – 1 длина фрагментов составляет ≈50–400 мкм, при n = 25 они измельчаются, но зазор между аморфными включениями и матрицей сохраняется (от ≈4 мкм при n=1 до ≈0.5 мкм при n=25). Химический состав слоёв не изменяется. Твёрдость медной матрицы возрастает до насыщения при n ≥5 (с ~0,9 до ~2,5 ГПа), тогда как твёрдость аморфной фазы остаётся постоянной (~8,8 ГПа).

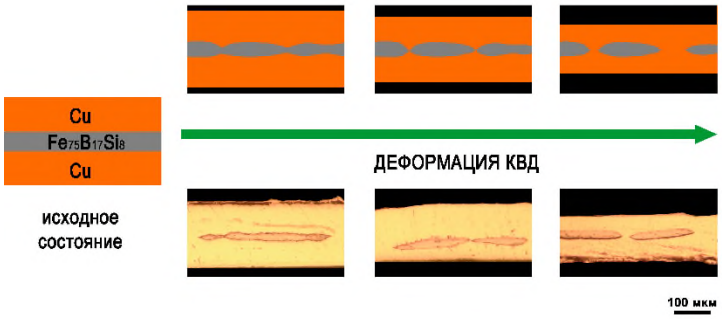


Рис. 1. Оптическая микроскопия и схема изменения структуры композита Cu/FeSiB/Cu в ходе КВД

Деформация слоёв носит турбулентный характер из-за сильного различия механических свойств. Пластичные медные слои утоняются, а твёрдый аморфный слой $Fe_{75}B_{17}Si_8$ приобретает «сигарообразную» форму с перемычками. При увеличении деформации перемычки разрываются, аморфная фаза измельчается, и её фрагменты распределяются вдоль образца. Отсутствие сплошных межслоевых границ и наличие зазоров объясняется нерастворимостью Fe и Cu при комнатной температуре, а также различием атомного строения (кристаллическая медь – аморфная фаза).

Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 25-22-00132).

Влияние старения в мартенсите с одновременным выделением частиц на развитие двустороннего эффекта памяти формы в монокристаллах NiFeGaCo

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

На монокристаллах $Ni_{47,5}Fe_{15}Ga_{27,5}Co_{10}$ установлено влияние частиц ω-фазы, выделенных до старения в мартенсите под нагрузкой (СМН) или в процессе СМН на развитие двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ), величину обратимой деформации, термический гистерезис, термическую и циклическую стабильность ДЭПФ. Эксперимент проводили, во-первых, на однофазных закаленных монокристаллах, где СМН сопровождается выделением частиц ω-фазы (упорядоченная тригональная ω" структура) в ориентированном $L1_0$-мартенсите. Во-вторых, СМН проводили на гетерофазных монокристаллах, где частицы ω-фазы предварительно выделены в ненагруженном $L2_1$-аустените, а СМН не сопровождался выделением частиц.

Величина обратимой деформации при ДЭПФ составляет 3,7-4 % и практически не зависит от исходного состояния и процессов выделения частиц ω-фазы. Температура начала образования ориентированного мартенсита при ДЭПФ, M_S^*, и величина термического гистерезиса, ΔT, сильно зависят от температуры СМН и исходного состояния. Кривые ДЭПФ, полученные после СМН с одновременным выделением частиц, характеризуются широким термическим гистерезисом, ΔT = 45-60 К и узкими 1-3 К интервалами МП, которое протекает с единственной межфазной границей. Напротив, в гетерофазных монокристаллах, где частицы выделялись только до СМН, кривые ДЭПФ характеризуются более узким гистерезисом, ΔT = 15-30 К и более широкими интервалами, 10-15 К. Образование ориентированного мартенсита происходит с множественными межфазными границами.

В однофазных закаленных монокристаллах одновременное выделение наноразмерных частиц ω-фазы и стабилизация мартенсита в процессе СМН, противоположным образом влияют на M_S^*. Химическая стабилизация мартенсита понижает свободную энергию мартенситной фазы, что повышает M_S^*. Дисперсные частицы препятствуют движению межфазной границы и значительно повышают прочностные свойства аустенита, что напротив, приводит к снижению M_S^*. В итоге после СМН при максимальной температуре 533 К величина M_S^* = 373 К соответствует исходной температуре до СМН. В гетерофазных монокристаллах в процессе СМН при 398-533 К не происходило выделения частиц ω-фазы, а имела места только химическая стабилизация мартенсита. Поэтому температура M_S^* при последующем развитии ДЭПФ повышается относительно исходной. Увеличение температуры СМН от 398 до 533 К приводит к повышению M_S^* от 323 до 417 К (более, чем на 100 К относительно исходной).

Установлено, что предварительно состаренные до СМН гетерофазные монокристаллы, в которых частицы ω-фазы выделены до СМН, демонстрируют более высокую циклическую и термическую стабильность ДЭПФ. При перегреве выше температуры СМН температура M_S^* снижается всего на 18 К, при циклировании термический гистерезис и температура M_S^* не изменяются, обратимая деформация слабо уменьшается от 3,8 до 3,5 %. Напротив, в монокристаллах, где частицы ω-фазы появились в ориентированном $L1_0$-мартенсите в процессе СМН перегрев приводит к снижению M_S^*, на 58 К, при циклировании температура M_S^* не изменяется, однако сокращается термический гистерезис с 68 до 54 К, обратимая деформация уменьшается с 4,1 до 3,6 %.

Установлено, что оптимальными параметрами – большой величиной обратимой деформации до 4 %, узким термическим гистерезисом (15-30 К), высокими температурами (M_S^* от 323 до 417 К) характеризуется ДЭПФ, полученный в монокристаллах $Ni_{47,5}Fe_{15}Ga_{27,5}Co_{10}$, в которых частицы ω-фазы выделены до СМН в аустенитной $L2_1$-фазе, по сравнению с монокристаллами, где наноразмерные частицы ω-фазы выделяются в ориентированном $L1_0$-мартенсите в процессе СМН.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 24-19-00242.

Источник СИ - инструмент проведения передовых исследований и развития технологий получения новых материалов в ИТПМ СО РАН

[1]Фомин В.М., [1]Маликов А.Г., [1]Голышев А.А., [1]Гулов М.А., [1,2]Герцель И.С., [2]Завьялов А.П.[2]Купер К.Э., [2]Шмаков А.Н., [3]Степаненко А.И.

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

[2]Центр коллективного пользования "Сибирский кольцевой источник фотонов" Федерального государственного бюджетного учреждения науки "Федеральный исследовательский центр "Институт катализа им. Г.К. Борескова Сибирского отделения Российской академии наук", Кольцово

[2]Центр коллективного пользования "Сибирский кольцевой источник фотонов" Федерального государственного бюджетного учреждения науки "Федеральный исследовательский центр "Институт катализа им. Г.К. Борескова Сибирского отделения Российской академии наук", Кольцово

[3]ОАО «Гормашэкспорт, Новосибирск

Современные отрасли промышленности, такие как авиакосмическая, энергетическая, автомобильная и горнодобывающая, предъявляют все более высокие требования к критически важным компонентам оборудования. Для их производства традиционно используются классические методы, такие как прокат, литье и ковка. Несмотря на свою отработанность, эти технологии зачастую достигают своего технологического предела, не позволяя в полной мере реализовать уникальный потенциал современных материалов. Ключевыми требованиями к таким деталям являются высокая износостойкость, ударная вязкость, прочность при повышенных температурах и, что особенно важно для подвижных узлов, низкая удельная плотность, обеспечивающая снижение массы конструкции. Для удовлетворения этих требований был разработан широкий спектр специализированных сплавов на основе железа (Fe), никеля (Ni) и титана (Ti), история активного изучения которых берет начало еще в XIX веке. Каждая из этих металлических систем обладает уникальным комплексом свойств:

• Железосодержащие сплавы остаются незаменимыми для работы в условиях интенсивного абразивного износа и ударных нагрузок.

• Никелевые суперсплавы обеспечивают бесперебойную работу жаропрочных компонентов, таких как лопатки газотурбинных установок (ГТУ).

• Титановые сплавы являются основой для создания облегченных и коррозионностойких конструкций в аэрокосмической и медицинской отраслях.

Однако дальнейшее повышение эффективности машин и установок упирается не только в пределы свойств самих материалов, но и в ограничения традиционных технологий их обработки и производства. В связи с этим возникает острая необходимость во внедрении более эффективных и наукоемких методов, позволяющих не только создавать детали с нуля, но и ремонтировать, а также функционально улучшать уже существующие дорогостоящие компоненты. Решение задач восстановления геометрии изношенных деталей и модернизации их поверхностного слоя является ключом к значительному снижению эксплуатационных затрат и увеличению межремонтных циклов. Кроме этого, активно развивается направление модернизации химического и фазового состава сплавов. Целенаправленное легирование и создание композитных структур позволяют целенаправленно повышать физико-механические характеристики материалов, такие как твердость, жаропрочность и сопротивление усталости.

В данном контексте принципиально новым подходом выступают аддитивные технологии (АТ), объединяющее такие методы, как прямое лазерное выращивание (ПЛВ) и селективное лазерное сплавление (СЛС). Данные технологии открывают уникальные возможности не только для создания деталей со сложной геометрией, недоступной для традиционных методов, но и для восстановления поврежденных поверхностей и модификации свойств существующих компонентов. Ключевое преимущество АТ в данном случае заключается в том, что присадочные материалы могут существенно отличаться по

химическому составу от основы, формируя на поверхности слой с более высокими механическими характеристиками.

Ключевую роль в ПЛВ играет формирование ванны расплава, а именно ее геометрия, теплофизические характеристики (скорость охлаждения, градиенты температуры) и динамика. Управление этими параметрами осуществляется путем варьирования рабочих параметров: мощности лазерного излучения, скорости сканирования, диаметра пятна, массового расхода порошка и температуры предварительного подогрева.

Важнейшим преимуществом данного метода является возможность создания in situ композитных материалов. В отличие от традиционных ex situ композитов (например, полимеров, армированных керамическими волокнами), где армирующие фазы вводятся в готовом виде, в процессе ПЛВ упрочняющие фазы (карбиды, бориды, интерметаллиды) формируются непосредственно в ходе наплавки в результате диффузионных процессов и химических реакций между компонентами порошковой смеси и подложки.

Технология ПЛВ сегодня рассматривается не просто как метод изготовления деталей, а как инструмент для целенаправленного управления структурой материала, с заданным структурно-фазовым составом, которые сложно или невозможно получить традиционными методами обработки. Способность формировать материал на микроуровне напрямую во время производства позволяет разрабатывать сплавы с оптимальным сочетанием прочности, пластичности и других необходимых свойств.

Ключевым этапом является не только создание материалов с заданными свойствами, но и установление точных количественных взаимосвязей между режимами печати, формируемой микроструктурой и конечными эксплуатационными характеристиками. Решение этой задачи требует объединения многочисленных методов диагностики, среди которых особую ценность для промышленного внедрения представляют методы неразрушающего контроля.

Одним из наиболее актуальных подходов для такого анализа является применение различных методов диагностики на источнике синхротронного излучения (СИ). Особенно востребованными в настоящее время являются:

• Дифракция синхротронного излучения для точного определения фазового состава, параметров кристаллической решетки и остаточных напряжений.

• Рентгеновская компьютерная микротомография для трехмерной визуализации и количественного анализа внутренних дефектов (пор, трещин) и особенностей структуры.

Уникальные свойства синхротронного излучения – исключительная яркость (на порядки выше лабораторных источников), высокая монохроматичность и широкий спектр энергий, делают его идеальным инструментом для исследований современных материалов, в особенности авиационных сплавов.

В работе методом прямого лазерного выращивания созданы металлические и металлокерамические покрытия из материалов на основе никеля, титана и железа

Установлена взаимосвязь между технологическими параметрами прямого лазерного выращивания, формирующейся микроструктурой и образованием дефектов для трех классов конструкционных материалов на основе никеля, титана и железа.

Впервые данная работа устанавливает конкретные технологические параметры для бездефектного синтеза титановых, жаропрочных никелевых сплавов и выявляет микроструктурные ограничения для инструментальных сталей, возникающие при лазерном выращивании

Получены методом синхротронного излучения экспериментальных данных о структуре и фазовом составе покрытий из металлических и металлокерамических материалов.

Добавление керамики формирует новый структурно-фазовый состав покрытий и резко повышает механические свойства полученного материала.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «СЦСТИ» на базе УНУ "Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000" в ИЯФ СО РАН.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение № 075-15-2025-459).

Особенности структурообразования материала крупногабаритных аддитивных изделий на основе никелевых сплавов

Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения им В.Е. Панина СО РАН, Томск

В ранее проведенных исследованиях было установлено, что материал аддитивных изделий из жаропрочных сплавов на основе никеля имеет преимущественно направленную структуру [1]. В случаях, когда преимущественная кристаллографическая ориентация материала изделия совпадает со знакопеременными эксплуатационными нагрузками, в том числе и при повышенных температурах, направленная структура является явным преимуществом [2]. Более совершенная структура с минимальными разориентировками и отклонениями кристаллографического направления типа [001] от продольной оси таких изделий (не более 8 градусов) обеспечивают наилучшие эксплуатационные характеристики, и в первую очередь, сопротивлению ползучести при повышенных температурах.

Потенциально перспективным методом получения металлических изделий с направленной структурой является проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) [3]. Вместе с тем, к настоящему времени практически отсутствуют, достоверно установленные сведения о структурообразовании материала аддитивных изделий из литейных сплавов на основе никеля. Целью настоящего исследования было установление особенностей структурно-фазового состояния крупногабаритного изделия (высотой более 80 мм) из жаропрочного направленно кристаллизующегося сплава первого поколения на основе никеля, сформированного посредством ЭЛАП.

В результате анализа макро-, микро- и тонкой структуры материала аддитивного изделия высотой 86 мм в виде вертикальной стенки из жаропрочного сплава на основе никеля, а также элементного состава материала этого изделия, установлены особенности элементного состава и структурно-фазового состояния на различных расстояниях от подложки:

- в материале аддитивного изделия на расстояниях от подложки 15,0 мм и более содержание растворенных химических элементов подложки в виде Cr и Fe не превышает регламентированных марочным составом;
- в следствие селективного испарения Al в условиях вакуумного передела его содержание на (0.13 – 0.64) % вес. ниже минимального, регламентированного марочным составом;
- макроструктура представлена однонаправленными колониями дендритов;
- тонкая структура представляет из себя наноразмерные и субмикрокристаллические выделения γ′-фазы системы Al-Ni (фаза на основе интерметаллидного соединения $AlNi_3$), между выделениями γ′-фазы располагаются прослойки γ-фазы (твердого раствора на основе никеля);
- расчетное значение мисфита составляет минус 0,6 %, что является удовлетворительным результатом для рений содержащего направленно кристаллизующегося никелевого сплава первого поколения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0001.

Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

1. Directional solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing / S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, K.N. Kalashnikov, A.V. Chumaevskii, Y.P. Mironov, E.A. Kolubaev // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 2021. – Vol. 52. № 2. – P. 857-870.
2. An anisotropic elastic–plastic model for predicting the rafting behavior in Ni-based single crystal superalloys / W.P. Wu, S.Y. Li, Y.L. Li // Mechanics of Materials. – 2019. – Vol. 132. – P. 9-17.
3. Effect of Copper Content on Grain Structure Evolution in Additively Manufactured Ti-6Al-4V Alloy / A.P. Zykova, A.V. Nikolaeva, A.V. Vorontsov et al // Phys. Mesomech. – 2023. –Vol. 26. – P. 107–125.

Влияние приповерхностной нанокристаллизации на эффект гигантского магнитного импеданса в аморфных микропроводах на основе железа

Фукс А.А., Аксенов О.И., Аронин А.С.
Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка

Электрический импеданс магнитомягких проводников может сильно зависеть от внешнего постоянного магнитного поля. Данное явление известно как эффект гигантского магнитного импеданса (ГМИ) и состоит в увеличении полного сопротивления высокочастотному электрическому току в магнитомягком проводнике, помещенном в статическое магнитное поле. Относительное изменение импеданса может составлять ~100%.

Аморфные ферромагнитные микропровода в стеклянной оболочке, изготовленные методом Улитовского-Тейлора, относятся к классу магнитомягких материалов, в которых наблюдается ярко выраженный ГМИ эффект [1], величина которого определяется по относительному изменению импеданса:

$$\Delta Z/Z = 100\% \cdot (Z(H) - Z(H = Hmax))/Z(H = Hmax) \quad (1),$$

где $Z(H)$ – импеданс проводника во внешнем магнитном поле, $Z(H=H_{max})$ – импеданс проводника в максимальном приложенном внешнем магнитном поле.

Причиной возникновения данного эффекта является зависимость глубины скин-слоя в проводниках от магнитной проницаемости, которая в магнитомягких материалах может значительно изменяться во внешнем магнитном поле:

$$\delta = \sqrt{\rho/\pi f \mu_0 \mu_\varphi} \quad (2),$$

где ρ – удельное электросопротивление, f – частота переменного тока, $\mu_0\mu_\varphi$ – циркулярная магнитная проницаемость (в случае протекания переменного тока по цилиндрическим проводникам).

Взаимосвязь величины ГМИ эффекта и внешнего магнитного поля делает возможным создание устройств на основе микропроводов для измерения магнитных полей. Датчики магнитного поля на основе ГМИ эффекта способны измерять магнитные поля ~1 мТл [2], при этом обладая низким уровнем шума ~1-10 пТл/Гц$^{1/2}$ [3] и небольшим временем отклика, поскольку эффект ГМИ наблюдается на частотах ~100 кГц – 1 ГГц. Кроме того, эффект ГМИ чувствителен к приложению внешней нагрузки, поэтому его можно использовать и для создания датчиков механических напряжений.

Основная проблема, препятствующая расширению применения в сенсорике ГМИ-устройств на базе микропроводов, состоит в том, что наблюдаемая величина ГМИ эффекта не согласуется с выводами электродинамической теории, построенной на базе совместного решения уравнений Максвелла и Ландау-Лифшица-Гильберта. Так, для микропровода диаметром 15 мкм из нанокристаллического сплава $Fe_{73,5}Si_{13,5}B_9Cu_1Nb_3$, следуя оценкам из работы [4], $\Delta Z/Z$ должно составлять около 2000 %, когда экспериментально в микропроводах аналогичного состава максимальный прирост импеданса составляет около 240 % по данным из работы [5]. В микропроводах с околонулевой магнитострикцией, изготовленных из сплавов на основе Co наблюдается более сильный эффект ГМИ ($\Delta Z/Z \approx 900$ %), однако теоретический предел ГМИ ($\Delta Z/Z \approx 3000\%$) также не был достигнут [6].

Поэтому в современных исследованиях основное внимание сосредоточено на поиске возможностей усиления в аморфных микропроводах эффекта гигантского магнитомпеданса. Основными методами постпроцессинга являются различные виды термообработки (токовая термообработка, термообработка в магнитном поле, а также под действием механических напряжений, лазерная термообработка) и деформации (например, волочение), а также их сочетание [7].

В процессе изготовления методом Улитовского–Тейлора в микропроводе индуцируются неоднородные по сечению внутренние механические напряжения: в приповерхностной области в основном действуют осевые сжимающие напряжения, величина которых может достигать единиц ГПа [8]. Центральная часть микропровода подвержена действию растягивающих осевых напряжений, величиной несколько сотен МПа [8]. При

термообработке аморфных сплавов типа Fe-Si-B и Fe-Si-B-Cu-Nb на начальных стадиях происходит формирование нанокристаллической структуры, состоящей из нанокристаллов α-Fe(Si), имеющих плотность выше, чем плотность окружающей аморфной матрицы. Кроме того, образование нанокристаллов в данных сплавах приводит к значительному улучшению магнитомягких свойств [9]. Учёт влияния внутренних напряжений приводит к тому, что при отрицательном объёмном эффекте кристаллизации формирование нанокристаллов в аморфных микропроводах на основе железа при термообработке ускоряется в приповерхностной области [10]. Нанокристаллизация приповерхностной области и улучшение в ней магнитомягких свойств приводит к усилению эффекта ГМИ ($\Delta Z/Z \approx 150\%$), что было показано на примере термообработки микропроводов из сплава $Fe_{70}Si_{18}B_9Cu_1Nb_2$ [11]. Данная работа посвящена исследованию влияния приповерхностной нанокристаллизации на эффект гигантского магнитного импеданса в аморфных микропроводах на основе железа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН.

1. Giant magneto-impedance and magneto-inductive effects in amorphous alloys (invited) / L. V. Panina, K. Mohri, K. Bushida, M. Noda // J. Appl. Phys. – 1994. – Vol. 76, Iss. 10. – P. 6198-6203. – DOI: https://doi.org/10.1063/1.358310.
2. Mohri, K., Yamamoto, M., Uchiyama, T. Application Topics of Amorphous Wire CMOS IC Magneto-Impedance Micromagnetic Sensors for I-o-T Smart Society // J. Sens. – 2019. – Vol. 2019, Iss. 1. – P. 8285240. – DOI: https://doi.org/10.1155/2019/8285240.
3. Dolabdjian, C., Ménard, D. (2017). Giant Magneto-Impedance (GMI) Magnetometers. In: Grosz, A., Haji-Sheikh, M., Mukhopadhyay, S. (eds) High Sensitivity Magnetometers. Smart Sensors, Measurement and Instrumentation, vol 19. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-34070-8_4.
4. Kraus, L. Theory of giant magneto-impedance in the planar conductor with uniaxial magnetic anisotropy // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – Vol. 195, Iss. 3. – P. 764-778. – DOI: https://doi.org/10.1016/S0304-8853(99)00286-3.
5. Comparative Study of the Magnetic Behavior of FINEMET Thin Magnetic Wires: Glass-Coated, Glass-Removed, and Cold-Drawn / S. Corodeanu, C. Hlenschi, H. Chiriac, T.-A. Óvári, N. Lupu // Materials. – 2023. – Vol. 16, Iss. 4. – P.1340. – DOI: https://doi.org/10.3390/ma16041340.
6. Impact of elevated temperature on the Giant magnetoimpedance effect in Co-rich glass-coated microwires / A. Gonzalez, I. Skorvanek, M. Jakubchin, V. Zhukova, A. Zhukov // Scripta Mater. – 2025. – Vol. 266. – P. 116794. – DOI: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2025.116794.
7. Phan, M.-H., Peng, H.-X. Giant magnetoimpedance materials: Fundamentals and applications // Prog. Mater Sci. – 2008. – Vol. 53, Iss. 2. – P. 323-420. – DOI: https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2007.05.003.
8. Chiriac H., Óvári T.A., Pop Gh. Internal stress distribution in glass-covered amorphous magnetic wires // Phys. Rev. B. – 1995. – Vol. 52. – No. 14. – P. 10104-10113. – DOI: 10.1103/PhysRevB.52.10104.
9. Herzer G. Nanocrystalline Soft Magnetic Materials // Phys. Scr. – 1993. – Vol. T49. – P. 307-314. – DOI: 10.1088/0031-8949/1993/T49A/054.
10. Поверхностная кристаллизация аморфных микропроводов состава $Fe_{73,8}Si_{13}B_{9,1}Cu_1Nb_{3,1}$ и $Fe_{77,5}Si_{7,5}B_{15}$ / А.А. Фукс, Г.Е. Абросимова, О.И. Аксенов, А.С. Аронин // ФТТ. – 2023. – № 1. – С. 35-38. – DOI: 10.21883/FTT.2023.01.53919.494.
11. The GMI effect of Fe-based microwires with a partially crystallized near-surface layer / A. A. Fuks, O. I. Aksenov, D. V. Matveev, A. S. Aronin // J. Magn. Magn. Mater. – 2025. – Vol. 614. – P. 172712. – DOI: https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2024.172712.

Анализ морфологии структуры плазменной наплавки быстрорежущей стали Р18 на сталь 30ХГСА, выявленной методом просвечивающей электронной микроскопии

Чапайкин А.С.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

В настоящем материале сообщается о достигнутых исследованиях тонкой структуры покрытия из быстрорежущей стали Р18, полученного на поверхности стали 30ХГСА методом плазменной наплавки в среде азота. Тонкая структура покрытия исследована с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Микроструктура зоны наплавки. В области наплавки наблюдается ОЦК матрица с большой объемной долей карбидов Fe_3W_3C (Me_6C). Карбиды намного толще по сравнению с ОЦК матрицей (электронный пучок дает слабые рефлексы) и судя по изображениям составляют около 50 % объема исследованных участков фольг. Объемная доля карбидов на изображениях зачастую больше, чем матрицы, поскольку электролитически ОЦК матрица быстрее полируется. В результате остается остов («скелет») из карбидов различной морфологии. На дифракционных картинах принадлежность карбидов к фазе Me6C определяется однозначно (совмещенный шаблон электронограммы ОЦК-Fe + Fe_3W_3C. Во многих случаях рефлексов от матрицы практически не видно (только рефлексы от карбида быстрорежущей стали). В тех случаях, когда видно матрицу, можно отметить, что она представляет собой феррит (ОЦК) с довольно высокой локальной плотностью дислокаций ($10^{10} – 10^{11}$ см$^{-2}$, оценочно). Феррит – это понятие, используемое в металлургии и электронике. Это либо структурная составляющая стали (твердый раствор углерода в железе), либо ферромагнитные материалы -полупроводники, используемые в электротехнике. Обладает высокой магнитной проницаемостью и используется как материал для сердечников индуктивностей.

Карбиды Me_6C, которые встречаются в исследуемой фольге имеют различные размеры и морфологию. Это могут быть удлиненные толстые пластины (в несколько микрон длиной), квадратные, округлые, либо неправильной формы частицы, часто представляющие собой конгломераты (сгустки). Матрица (ОЦК феррит) упрочнена карбидами типа Me_6C. Элементный анализ подтверждает, что частицы обогащены W, однако карбид сложнолегированный и в нем есть еще Fe, V, Cr, Si, C (подробно в папке – карты и по анализ по точкам). В феррите содержание W значительно меньше, чем в карбидах. Карбиды – это соединения металлов или неметаллов (например, кремния, бора) с углеродом. Традиционно к карбидам относят соединения, где углерод имеет большую электроотрицательность, чем второй элемент (таким образом из карбидов исключаются такие соединения углерода).

Дислокационная структура ферритных областей между карбидными части-цами: наблюдаются как вытянутые прямолинейные дислокации, так и их различные скопления (в данном участке плотность дислокаций невысока). Дифракционная картина подтверждает, что в данном участке феррит – основная фаза.

В других участках фольг наблюдается ламельная структура матрицы, типичная для мартенсита. В такой структуре карбиды M_6C практически отсутствуют (их плотность значительно ниже). Для нее характерны многочисленные разориентировки, отвечающие за разориентации в мартенситных пакетах. Принадлежность к ОЦК решетке определяется по совмещенной электронограмме при той же постоянной прибора (токе объективной линзы), что и снятые ранее дифракционные картины с частиц M_6C. В мартенсите плотность дислокаций не менее $10^{11}–10^{12}$ см$^{-2}$, оценочно, поскольку в некоторых участках отдельные дислокации трудноразличимы. Дифракционная картина подтверждает, что основная фаза в данном участке фольги – ОЦК. Встречаются области и с наноразмерными карбидными частицами M6C. Однако это не характерно для данного структурного состояния.

Исследование проведено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

Разработка биорезорбируемых композитов Zn/УНТ для аддитивного производства

Чебодаева В.В., Лугинин Н.А., Просолов К.А., Бакина О.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Биорезорбируемые металлические материалы рассматриваются как перспективная альтернатива традиционным постоянным имплантатам благодаря способности постепенно деградировать в организме после выполнения своей функции [1, 2]. Среди таких материалов особый интерес представляет цинк, обладающий оптимальной скоростью коррозии, высокой биосовместимостью и способностью стимулировать регенерацию костной ткани [1-3]. Вместе с тем низкие механические характеристики чистого цинка ограничивают возможности его применения в качестве конструкционного материала для индивидуализированных имплантатов [2]. Одним из перспективных подходов к повышению прочности является армирование цинковой матрицы углеродными нанотрубками (УНТ), а использование технологий аддитивного производства позволяет изготавливать изделия сложной геометрии с регулируемой архитектурой и пористостью [2,3].

Цель работы. Разработка биорезорбируемых композитов Zn/УНТ для аддитивного производства методом 3D-печати и исследование влияния параметров получения нанопорошков и введения углеродных нанотрубок на структуру и физико-механические свойства материала.

Нанопорошки цинка получали методом электрического взрыва проволоки при различных значениях относительной энергии процесса (E/Ec = 0,7; 1,5 и 2,5). На основе синтезированных порошков и углеродных нанотрубок изготавливали высоконаполненный фидсток с использованием двухкомпонентного полимерного связующего ПЭГ 6000/ПММА 100000 при содержании металлической фазы 60 об.%. После экструзии осуществляли последовательные стадии химического и термического дебиндинга, затем проводили спекание образцов при температуре 420 °C в атмосфере Ar/H_2. Общая технологическая схема получения композитов Zn/УНТ представлена на рис. 1. Структуру материалов исследовали методами растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа, физико-механические свойства оценивали по результатам измерения микротвердости

Установлено, что увеличение энергии электрического взрыва проволоки способствует уменьшению среднего размера частиц цинка со 162 до 103 нм и увеличению их удельной поверхности до 8,3 м²/г, что повышает реакционную способность порошков и их антибактериальную активность. Разработанный высоконаполненный фидсток с содержанием металлической фазы 60 об.% обеспечил стабильную экструзию, эффективное удаление связующего и получение качественных спеченных образцов без существенной потери геометрии.

Исследование структуры показало равномерное распределение углеродных нанотрубок в металлической матрице и отсутствие образования нежелательных фаз после спекания. Введение 0,1 мас.% УНТ привело к повышению микротвердости композитов примерно на 20 % независимо от режима получения порошков. Максимальное значение микротвердости 440 ± 40 МПа достигнуто для композита состава Zn–0,7 + 0,1 мас.% УНТ. Полученные результаты свидетельствуют о том, что дисперсное армирование углеродными нанотрубками обеспечивает эффективное упрочнение цинковой матрицы без ухудшения технологичности материала. Совокупность полученных данных позволяет рассматривать разработанные композиты как перспективные материалы для изготовления биорезорбируемых изделий методом FGF-печати.

Разработан способ получения биорезорбируемых композитов Zn/УНТ, приготовлен высоконаполненный фидсток и произведено последующее формирование изделий методом FGF-печати. Показано, что увеличение энергии процесса обеспечивает получение нанопорошков размером 103–162 нм с удельной поверхностью до 8,3 м²/г, а введение 0,1 мас.% УНТ позволяет повысить микротвердость спеченных композитов примерно на 20 %, достигая значения 440 ± 40 МПа. Полученные результаты подтверждают перспективность

разработанной технологии для создания индивидуализированных биорезорбируемых имплантатов нового поколения.

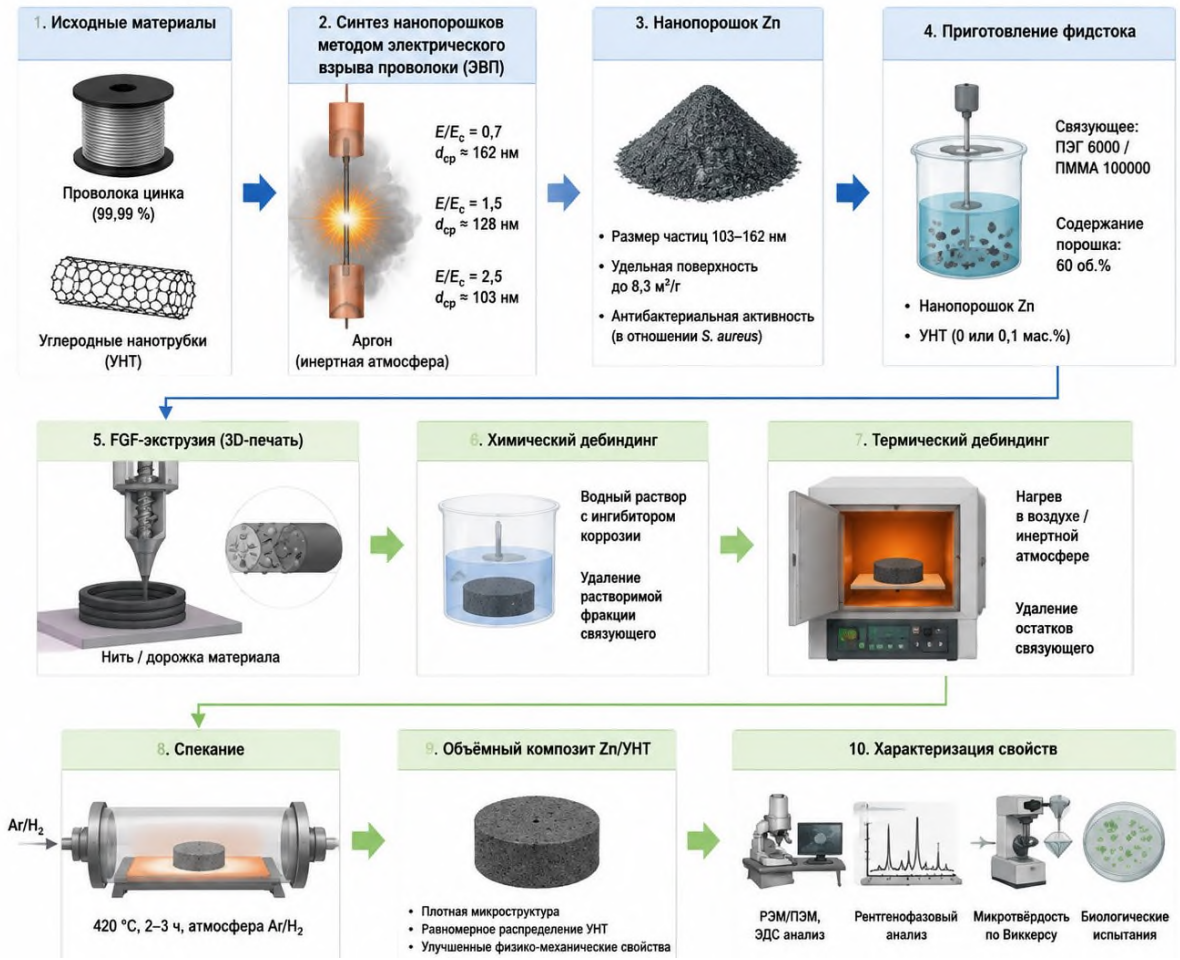


Рис. 1. Технологическая схема получения биорезорбируемых композитов Zn/УНТ методом FGF-печати

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда проект № 25-73-10238, https://rscf.ru/project/25-73-10238/.

1. Bowen P.K., Drelich J., Goldman J. Zinc exhibits ideal physiological corrosion behavior for bioabsorbable stents // Adv. Mater. – 2013. – Vol. 25. – P. 2577–2582. – DOI: 10.1002/adma.201300226.
2. Li H., Zheng Y., Qin L. Progress of biodegradable metals // Prog. Nat. Sci.: Mater. Int. – 2014. – Vol. 24. – P. 414–422. – DOI: 10.1016/j.pnsc.2014.08.014.
3. Li H.F., Shi Z.Z., Wang L.N. Opportunities and challenges of biodegradable Zn-based alloys // Journal of Materials Science & Technology – 2020. – Vol. 46. – P. 136–138. – DOI: 10.1016/j.jmst.2019.12.014.

Неоднородная деформация и изменение плотности металлического стекла $Al_{87}Ni_8La_5$

Чиркова В.В., Абросимова Г.Е., Аронин А.С.
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, Черноголовка

Металлические стекла или аморфные сплавы имеют множество потенциальных применений благодаря своим уникальным физическим, химическим и механическим свойствам, например, высокой твердости и прочности, высокой коррозионно- и износостойкости, высокой намагниченности насыщения и магнитной проницаемости. Уникальные свойства аморфных сплавов можно улучшить путем создания в аморфной фазе наноструктуры [1]. Так, формирование нанокристаллов алюминия в аморфных сплавах системы Al-TM-RE (TM – переходный металл, RE – редкоземельный компонент), может приводить к повышению прочности вплоть до 1.6 ГПа, что в 4-5 раз превышает прочность кристаллических сплавов на основе алюминия.

Одним из способов создания наноструктуры в аморфной фазе является пластическая деформация. Пластическая деформация аморфных сплавов может быть однородной и неоднородной [2]. Однородная деформация аморфных сплавов имеет место при повышенных температурах и низких величинах приложенного напряжения. При однородной деформации каждый элемент объема образца вносит свой вклад в деформацию. Неоднородная деформация протекает при низких температурах и высоких величинах приложенного напряжения. В результате неоднородной деформации происходит формирование полос сдвига. Исследованиям неоднородной деформации посвящено большое количество работ, поскольку именно в полосах сдвига было обнаружено образование нанокристаллов при деформации [3]. Полосы сдвига характеризуются пониженной атомной плотностью, а коэффициент диффузии в них может быть на 5-6 порядков выше по сравнению с окружающей аморфной матрицей. По этой причине в этих местах могут образовываться нанокристаллы. В связи с этим определение изменения плотности аморфной фазы при пластической деформации является ключевым фактором при исследовании путей формирования аморфно-нанокристаллической структуры с различными структурными параметрами, что открывает новые возможности по разработке путей создания материалов с улучшенными свойствами.

Работа посвящена оценке изменения плотности аморфного сплава $Al_{87}Ni_8La_5$ по изменению морфологии его поверхности в результате пластической деформации. Оценка изменения плотности аморфной фазы базировалась на исследованиях поверхности деформированных сплавов с помощью сканирующей электронной микроскопии. При пластической деформации на поверхности аморфного сплава появлялись ступеньки, что обусловлено выходом полос сдвига на поверхность. Поскольку плотность аморфной фазы в полосе сдвига меньше плотности окружающей аморфной матрицы, анализ ступенек, представляющих собой выходы полос сдвига на поверхность, позволил оценить разницу плотности недеформированных (исходных) и деформированных сплавов.

1. Kim Y.-H., Inoue A., Masumoto T. Increase in mechanical strength of Al-Y-Ni amorphous alloys by dispersion of nanoscale fcc-Al particles // Mater. Trans. – 1991. – Vol. 32. – P. 331-338. – DOI:10.2320/matertrans1989.32.331.
2. Greer A.L., Cheng Y.Q., Ma E. Shear bands in metallic glasses // Mater. Sci. Eng. R. – 2013. – Vol. 74. – P. 71-132. – DOI:10.1016/j.mser.2013.04.001.
3. Deformation-driven catalysis of nanocrystallization in amorphous Al alloys / R.J. Hebert, J.H. Perepezko, H. Rösner, G. Wilde // Beilstein J. Nanotechnol. – 2016. – Vol. 7. – P. 1428-1433. – DOI:10.3762/bjnano.7.134.

Фрактографический анализ и механические свойства материалов на основе титановых и никелевых сплавов и биметаллических систем «Ni-Cu», полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии

[1]Чумаевский А.В., [1]Осипович К.С., [1]Кушнарёв Ю.В., [1]Белобородов В.А., [2,3]Корсунский А.М., [1]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Сколковский институт науки и технологий (Сколтех), Москва
[3]Московский авиационный институт (МАИ), Москва

Метод проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии является высокоэффективным для производства крупногабаритных деталей аэрокосмического назначения, однако специфика термического цикла формирует выраженную структурную анизотропию, критически влияющую на механизмы разрушения [1, 2]. Несмотря на высокие статические характеристики аддитивных титановых и никелевых сплавов, их поведение при высокотемпературной ползучести и циклическом нагружении изучено недостаточно, что ограничивает применение таких материалов в ответственных конструкциях. Создание биметаллических структур (например, Ni-Cu для элементов камер сгорания) открывает новые возможности, однако вопрос особенностей микроструктуры и механизмов разрушения в зоне соединения изучен недостаточно [3]. Настоящая работа направлена на установление влияния микроструктурных особенностей на механизмы разрушения при различных типах нагружения. Структура аддитивных титановых образцов представлена крупными вытянутыми вдоль направления выращивания зернами первичной β-фазы, внутри которых формируются тонкие пластины α-фазы. Механические испытания показали, что максимальная статическая прочность достигается при ориентации оси нагружения под углом 45° к направлению выращивания ($\sigma_в$ = 713 МПа). Ударная вязкость образцов, вырезанных вдоль направления печати, составила 32,5 Дж/см², тогда как в направлении выращивания – 25,0 Дж/см². Фрактографический анализ показал, что при ударном нагружении разрушение локализуется преимущественно распространяется по границам крупных вытянутых зерен первичной β-фазы, которые выступают в роли концентраторов напряжений.

Структура аддитивных никелевых образцов представляет собой колонии эпитаксиальных дендритов. Междендритное пространство обогащено Cr, Nb и Mo с образованием карбидов. При комнатной температуре анизотропия свойств незначительна, разрушение носит вязкий ямочный характер. Однако испытания на ползучесть при температуре 700 °C выявили явную анизотропию. При нагружении вдоль направления выращивания (вдоль осей дендритов) под напряжением 550 МПа время до разрушения составило (4,7 ÷ 6,0) часов. Фрактографический анализ демонстрирует смешанный характер разрушения: вязкие ямки чередуются с фасетками межкристаллитного скола. При нагружении вдоль направления печати (поперек осей дендритов) время до разрушения снизилось до (0,2 ÷ 0,4) часов. Междендритные границы выступают в роли ослабленных прослоек, по которым происходит быстрое межзеренное скольжение и раскрытие микротрещин. Структура аддитивных биметаллических образцов Ni-Cu в области соединения не содержит хрупких интерметаллидных фаз. При статическом растяжении и испытаниях на малоцикловую усталость разрушение биметаллических образцов Ni-Cu неизменно происходит по медной области (наименее прочного компонента), что подтверждает высокую прочность соединения разнородных материалов. Ударная вязкость в области соединения находится на промежуточном уровне, трещина свободно пересекает границу между разнородными материалами без расслоения. Полученные результаты демонстрируют необходимость учета ориентации дендритной структуры при проектировании стратегий сканирования для деталей аддитивного производства, работающих в условиях высокотемпературной ползучести, и имеют важное значение для оптимизации технологий производства ответственных деталей авиационной техники.

Исследование выполнено в рамках Соглашения о предоставлении субсидии из федерального бюджета для реализации крупных научных проектов по приоритетным направлениям развития науки и техники Минобрнауки России № 075-15-2024-552.

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. – Vol. 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.

Структура, состав и электрическая активность оксидно-фосфатных и кальций-фосфатных покрытий на титановых скаффолдах

[1]Шаркеев Ю.П., [1]Комарова Е.Г., [1]Акимова Е.Б., [1]Кашин А.Д., [1]Остапенко М.Г., [2]Жарин А.Л.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Белорусский национальный технический университет, Минск

Актуальным направлением биомедицинского материаловедения является разработка и исследование новых композиционных биоматериалов для изготовления костных имплантатов, устанавливаемых в различные сегменты опорно-двигательного аппарата и челюстно-лицевой системы. Прочные металлические каркасы (скаффолды) с функционализированной биоактивной поверхностью являются хорошими кандидатами благодаря их способности выдерживать высокие механические нагрузки и обеспечивать ускоренную биоинтеграцию с костной тканью, сводя к минимуму риск воспаления и отторжения. Это требует создание новых биоинспирированных покрытий на поверхности металлов, которые будут имитировать структуру, состав и свойства костной ткани, и в то же время обладать специфическими свойствами, например, электроактивностью. Микродуговое оксидирование (МДО) — это перспективный метод нанесения керамических покрытий с уникальным комплексом свойств, такими как высокие твердость, адгезионная прочность и биосовместимость, регулируемые плотная/поровая структура и шероховатый/гладкий рельеф поверхности. Варьируя электрофизические параметры МДО, изменяя состав электролита и материал подложки, можно управлять свойствами, структурой и составом формируемых покрытий. Целью работы было получение и исследование морфологии, фазового и элементного состава, физико-химических и электрических свойств микродуговых кальций-фосфатных (КФ) и оксидно-фосфатных (ОФ) покрытий на титане.

Экспериментальные образцы были получены методом селективного лазерного сплавления (СЛС) порошка титана марки ВТ1-0 (дисперсность – 40 мкм) на 3Д-принтере ONSINT AM 150 при мощности лазера 250 Вт, скорости сканирования 100 мм/с, температуре 120°C. После аддитивной 3Д-печати образцы были нарезаны в форме пластин размером 10×10×1 мм. Нанесение покрытий методом МДО проводили на установке “Micro-Arc 3.0” (ИФПМ СО РАН) с импульсным источником питания при частоте и длительности импульсов 50 Гц и 100 мкс, соответственно, в течение 5 минут. Варьировали величину приложенного анодного напряжения: 150, 200, 250 и 300 В. ОФ покрытия были получены в электролите I: 235 мл/л H_3PO_4, H_2O (остальное). КФ покрытия были получены в электролите II: 235 мл/л H_3PO_4, 100 г/л $CaCO_3$, H_2O (остальное).

Методом растровой электронной микроскопии показано, что ОФ покрытие, полученное в электролите I при низком напряжении 150 В, имело гомогенную пористую поверхность с многочисленными порами, подобными кратерам (кратерообразные поры), округлой и вытянутой формы со средним размером 1,2 мкм. При повышении напряжения МДО от 200 до 300 В морфология поверхности приобрела гетерогенный характер: наряду с участками поверхности, содержащими кратерообразные поры, присутствовали также выступающие области, представленные полусферическими структурными элементами с внутренними порами, средний размер полусфер варьировался в интервале 5,1–7,0 мкм. С повышением напряжения МДО толщина покрытий увеличилась от 0,5 до 2,5 мкм, а средний размер структурных элементов не изменился, и средняя шероховатость R_a составила 0,5 – 0,6 мкм.

КФ покрытия, нанесенные в электролите II при низком напряжении 150 В, имели такую же гетерогенную морфологию поверхности, как и ОФ покрытия, полученные в электролите I при высоких напряжениях 200-300 В. С повышением напряжения от 200 до 300 В на поверхности КФ покрытий вместо кратерообразных пор формировались сфероидальные структурные элементы (сферы) с внутренними порами и порами в промежутках между сферами. При этом средний размер пор и полусфер линейно увеличился от 3,2 до 4,9 мкм и от 13,2 до 22,5 мкм, соответственно, а также толщина и средняя шероховатость R_a линейно увеличились от 6,5 до 87,5 мкм и от 0,6 до 4,9 мкм, соответственно.

Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии был определен следующий элементный состав ОФ покрытий: O (74,5-77,7 ат.%), Ti (15,8−22,8 ат.%) и P (2,8−7,4 ат.%). Элементный состав КФ покрытий был следующим: O (76,0−76,4 ат.%), Ti (7,1−10,0 ат.%), P (11,2-13,0 ат.%) и Ca (2,7-3,5 ат.%). Для ОФ покрытий наибольшее количество фосфора и наименьшее количество титана были зафиксированы в покрытии, сформированном при напряжении 250 В. Для КФ покрытий наибольшее количество фосфора и кальция, и наименьшее содержание Ti наблюдалось в покрытии, сформированном при напряжении 200 В. Обнаруженные элементы были равномерно распределены по поверхности КФ покрытий, сформированных при различных напряжениях. Однако на гетерогенной поверхности ОФ покрытий выступающие участки, содержащие полусферы, были обогащены кальцием и фосфором, и обеднены титаном.

Рентгенофазовый анализ показал аморфно-кристаллическую фазовую структуру ОФ покрытий, сформированных при 200-300 В. Соответствующие рентгенограммы содержали широкую область диффузного рассеяния в интервале углов 2θ = 17-35°, характерную для аморфной фазы, а также интенсивный пик при 25,4° от тетрагональной фазы анатаза TiO_2 и пики низкой интенсивности при 22,5 и 27,8° от кубической фазы TiP_2O_7. При повышении напряжения МДО интенсивность пиков от оксидной и фосфатной фаз покрытия увеличилась, что свидетельствовало об увеличении кристалличности покрытий до 15 %. ОФ покрытие, сформированное при низком напряжении 150 В, и все КФ покрытия, нанесённые при различных напряжениях МДО, имели рентгеноаморфную фазовую структуру. Соответствующие рентгенограммы содержали широкую область диффузного рассеяния в интервале углов 2θ 17–35°, а видимые пики при 35.1, 38.4, 40.2, 52.9, 63.0, и 70,6° относились к гексагональной α-фазе титана (подложка). Преимущественно аморфная фазовая структура, формирующаяся в обоих типах покрытий, обусловлена метастабильными процессами фазообразования при МДО, включая высокий температурный градиент в каналах микродуговых разрядов в результате стремительного затвердевания плазмы электролита после затухания микроразряда [1].

Электрическая активность покрытий оценивалась путем определения электростатического потенциала поверхности (ЭПП) покрытий на воздухе методом цифровой контактной разности потенциалов на установке Scan2019. Результаты исследований показали, что оба типа КФ и ОФ покрытий являлись электретными диэлектриками и полупроводниками с отрицательным значениями ЭПП. У аморфных КФ покрытий ЭПП практически не менялся в зависимости от величины напряжения МДО и варьировался в интервале от -40 до -80 мВ. Мы это связываем с одинаковыми морфологией, химическим и фазовым составами всех КФ. В то время как ЭПП ОФ покрытий изменялся немонотонно: с повышением напряжения МДО от 150 до 200 В амплитуда отрицательного ЭПП сперва существенно возросла от – 50 до -240 мВ, а при дальнейшем увеличении напряжения МДО от 250 до 300 В, амплитуда ЭПП уменьшилась от -120 до -65 мВ.

Таким образом результаты выполненных исследований показали, что оба типа покрытий КФ и ОФ на титане обладают пористой и шероховатой морфологией поверхности, аморфно-кристаллической фазовой структурой с содержанием оксидных и фосфатных фаз, и электроотрицательным зарядом поверхности, и в перспективе позволят усилить клеточный отклик, ускорить адгезию и пролиферацию клеток и, в целом, процессы остеосинтеза.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 25-43-10027, и Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т26РНФ-107.

1. Effect of ultrasonic power applied to micro-arc oxidation on the morphology, chemistry, wettability and electrical properties of calcium phosphate coatings on titanium / E.G. Komarova, E.B. Akimova, E.A. Kazantseva, A.L. Zharin, Yu.P. Sharkeev // J. Alloys Compounds. – 2025. – Vol. 1039. – P. 183056. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2025.183056.

Интегрированный подход к дизайну тугоплавких сплавов для аддитивного производства

Юрченко Н.Ю., Клименко Д.Н., Красанов И.В., Миронцов В.В., Алымов Н.Р., Туричин Г.А.
Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург

Разработка тугоплавких сплавов для конструкционных применений на протяжении десятилетий сталкивается с фундаментальной задачей одновременного обеспечения высокой прочности при повышенных температурах, устойчивости к окислению и технологичности. Однако повышение эксплуатационных характеристик таких материалов часто сопровождается ростом хрупкости, что ограничивает возможности традиционных методов обработки и препятствует изготовлению изделий сложной геометрии.

Развитие вычислительных методов дизайна материалов в сочетании с аддитивным производством открывает новый путь перехода от эмпирического поиска составов к направленному проектированию тугоплавких сплавов с заданными свойствами и изготовлению конечных изделий из них. В данной работе предложена интегрированная стратегия, объединяющая термодинамическое моделирование, многокритериальную оптимизацию на основе эвристических алгоритмов и аддитивное производство методом прямого лазерного выращивания. Реализация данного подхода позволила ускорить поиск перспективных композиций, определить технологические окна лазерной обработки и синтезировать тугоплавкие сплавы с контролируемой микроструктурой и высокими механическими свойствами. Полученные результаты демонстрируют потенциал предложенной стратегии для ускоренного дизайна тугоплавких материалов нового поколения для высокотемпературных применений.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 25-79-30012 (https://rscf.ru/project/25-79-30012/).

Синергетический антимикробный эффект гетерофазных наночастиц, содержащих медь и цинк

Яфаева А.Э., Бакина О.В., Иванова Л.Ю., Первиков А.В.
ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения им. В. Е. Панина СО РАН, Томск

На сегодняшний день разработка новых методов лечения не успевает за ростом устойчивости микроорганизмов к противомикробным препаратам. Это снижает эффективность борьбы с распространением бактериальных инфекций. Поэтому одним из важных направлений применения нанотехнологий в медицине является создание новых материалов с антимикробными свойствами пролонгированного действия, эффективных в отношении микроорганизмов с антибиотикорезистентностью [1].

Многокомпонентные наночастицы (НЧ) обладают большей активностью по сравнению с монометаллическими системами что обусловливает их потенциальное применение в биомедицине, катализе, производстве пищевых упаковочных материалов, а также в сенсорных системах. Использование нескольких компонентов позволяет регулировать форму, состав и функциональные состав НЧ. В зависимости от условий синтеза и соотношения компонентов возможно формирование наночастиц с различными типами структурной организации, включая НЧ типа «ядро–оболочка», «янус» НЧ, гомогенные смешанные структуры, а также частицы с послойным распределением компонентов [2]

Гетерофазные НЧ состава Cu/Zn представляют интерес благодаря возможному синергетическому антибактериальному действию. Данный эффект связан с различием механизмов действия меди и цинка. Гетерофазное строение наночастиц способствует образованию большого количества межфазных границ, на которых могут формироваться гальванические пары и гетеропереходы, влияющие на свойства материала [3].

В настоящей работе НЧ Cu/Zn получали методом совместного электрического взрыва цинковой и медной проволочек (ЭВП) в атмосфере аргона [4]. В качестве контрольных образцов использовали монометаллические НЧ ZnO и Cu аналогичного размера. Синтезированные НЧ далее были обозначены как Cu25/Zn75, Cu50/Zn50 и Cu80/Zn20, указанные цифры соответствовали массовой доле металлов во взрываемых проволочках. Синтезированные НЧ сферическую и огранённую форму и фазовый состав, включающий фазы Cu, CuZn и ZnO. Фазовый состав синтезированных НЧ соответствовал равновесными диаграммам состояния для соответствующих соотношений компонентов. Средний размер (по данным ПЭМ) для составов Cu80/Zn20, Cu50/Zn50 и Cu25/Zn75 составил 86, 101 и 97 нм соответственно.

Одним из важных параметров, определяющих эффективность взаимодействия НЧ с бактериальными клетками, является заряд поверхности в физиологической среде, выраженный как дзета-потенциал. Наличие положительного дзета-потенциала НЧ способствует их электростатическому взаимодействию с отрицательно заряженной поверхностью бактериальных клеток. Установлено, что все НЧ имели положительный дзета-потенциал при pH 7,2 (0,9% мас. NaCl), который незначительно снижался с увеличением массовой доли меди. Для НЧ Cu, Zn, Cu25/Zn75, Cu50/Zn50 и Cu80/Zn20 значения дзета-потенциала составили 26,9±0,3; 16,3±0,7; 24,6±0,8; 22,2±0,3 и 21,6±0,6 мВ, соответственно.

Суспензионным методом установлено, что увеличение массовой доли меди в составе НЧ приводило к усилению антибактериального эффекта. Наибольшую активность в отношении бактерий *Staphylococcus aureus* (ATCC 25923) продемонстрировали НЧ Cu80/Zn20, минимальная подавляющая концентрация (МПК) для которых составила 31,3 мкг/мл. Основным механизмом, обеспечивающим антибактериальный эффект являлось выделение ионов Cu^{2+} в процессе экспозиции, тогда как концентрация ионов Zn^{2+} оставалась ниже предела обнаружения — менее 0,1 мг/л. Через 9 суток экспозиции концентрация Cu^{2+} стабилизировалась на уровне 10 мг/л и в дальнейшем практически не изменялась. Рпанее уже Высвобождающиеся ионы меди способны вызывать повреждение ДНК клетки и нарушение целостности клеточных мембран.

Для усиления биосовместимости и предотвращения агрегации синтезированные НЧ подвергали предварительной микрокапсуляции. Введение микрокапсулятора обеспечивает экранирование сил ван-дер-ваальсовского притяжения и обеспечивает формирование защитного слоя на поверхности частиц [5]. В качестве биосовместимых капсулирующих агентов выбраны следующие соединения: Твин-80, полиэтиленгликоль с молекулярной массой 200 и 400 (ПЭГ-200, ПЭГ-400), поливинилпирролидон марок К-30 и К-90 (ПВП К-30, ПВП К-90), а также поливиниловый спирт (ПВС). Выбор указанных реагентов обусловлен возможностью их медицинского применения. Наибольшая эффективность микрокапсуляции достигнута для ПВП К-30 и Твин-80. Выход кривых изменения дзета-потенциала НЧ на плато при одновременном снижении размера агломератов НЧ свидетельствовал о достижении предельной степени заполнения поверхности наночастиц капсулятором и завершении формирования полимерного слоя. Проведённая микрокапсуляция полимерными стабилизаторами ПВП К-30 и Твин-80 не приводила к снижению антибактериальной активности НЧ. Полученные результаты позволяют рассматривать микрокапсулированные НЧ Cu80/Zn20 как перспективную платформу для создания материалов с синергетическим антимикробным и пролонгированным действием, применимых для лечения инфицированных ран и профилактики бактериальных осложнений при имплантации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0004.

1. WHO Bacterial Priority Pathogens List Advisory Group. The WHO Bacterial Priority Pathogens List 2024: a prioritisation study to guide research, development, and public health strategies against antimicrobial resistance / H. Sati, E. Carrara, A. Savoldi, et al. // The Lancet Infectious Diseases-2025. – Vol.25. – P. 1033-1043. – DOI: 10.1016/S1473-3099(25)00118-5.
2. Synthesis, Properties, and Biological Applications of Metallic Alloy Nanoparticles / K.H. Huynh, X.H. Pham, J. Kim, et al. // International Journal of Molecular Sciences. – 2020. – Vol.21, №14. – P. 5174. – DOI: 10.3390/ijms21145174
3. Effects of trace amounts of lithium on the microstructure, mechanical properties, corrosion behavior, antibacterial activity and biocompatibility of Zn–Cu alloy / Q. Yang, L. Li, F. Cao, et al. // J Mater Sci. – 2024. – Vol. 59, № 27. – P. 12862–12884. – DOI: 10.1007/s10853-024-09927-4.
4. Heterophase ZnO/CuO nanoparticles with high photochemical activity prepared by electric explosion of wires / O.V. Bakina, V.R. Chzhou, L.Yu. Ivanova, N.V. Svarovskaya // Materials Science in Semiconductor Processing. – 2025. – Vol.188. – P. 109173. – DOI:10.1016/j.mssp.2024.109173.
5. Non-Ionic Surfactants for Stabilization of Polymeric Nanoparticles for Biomedical Uses / H. Cortés, H. Hernández-Parra, S.A. Bernal-Chávez, et al. // Materials (Basel). – 2021. – Vol.14, №12. – P. 3197. – DOI: 10.3390/ma14123197.

Содержание

Секция 1. Физическая мезомеханика материалов и структурно-неоднородных сред

Модифицирование поверхности магниевого сплава методом микродугового оксидирования в биполярном импульсном режиме
Алкенова К.А., Твердохлебов С.И., Седельникова М.Б **8**

Анализ стадийности поврежденности внутренней структуры композитных материалов при циклическом деформировании методами рентгеновской томографии
Аристова А.В., Банников М.В. **10**

Численный анализ деформационного поведения поликристаллического композита «никелид титана – покрытие» с учетом фазовых превращений и разрушения
Балохонов В.Р., Балохонов Р.Р., Романова В.А., Марченко Е.С. **12**

Деформация и разрушение марганцево-медных сплавов в процессе охлаждения при селективном лазерном сплавлении
Балохонов Р.Р., Романова В.А., Балохонов В.Р., Sun Liying **14**

Комплексная методика оценки стадийности повреждения ПКМ на основе мультимодального анализа данных
Банников М.В., Аристова А.В., Соколов А.М. **16**

Механические свойства и триботехнические характеристики медноматричного композита, армированного TiC–Ti
Биргкаем А.А., Буяков А.С., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Абдульменова Е.В., Шмаков В.В., Круковский К.В., Буякова С.П. **17**

Формирование коррозионностойких МДО-покрытий на алюминиевых сплавах для эксплуатации в морском климате
Бутягин П.И., Арбузова С.С, Большанин А.В. **18**

Создание структурных предпосылок торможения и самозалечивания эксплуатационных трещин в магнезиальных огнеупорах
Буяков А.С., Лукьянец М.П., Шмаков В.В., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Киблер А.Д., Буякова С.П. **19**

Температурная эволюция и спинодальный распад сплава $Fe_{66}Ga_{34}$
Вершинина Т.Н., Головин И.С., Балагуров А.М. **21**

Структура и свойства композитов Cu-Ni-C(графит) и Cu-Ti-C(графит), полученных электроискровым спеканием
Видюк Т.М. **23**

Локальное легирование низкоуглеродистой стали карбидом вольфрама при электродуговом аддитивном производстве
Власов И.В., Крылова Т.А., Гордиенко А.И., Семенчук В.М., Мейснер С.Н., Шмаков В.В., Буякова С.П. **25**

Закономерности эволюции остаточных напряжений при термомеханическом нагружении металлокерамических композитов и покрытий
Гатиятуллина Д.Д., Землянов А.В., Балохонов Р.Р. **27**

Многоуровневые конститутивные модели для описания деформирования многофазных стального сплава: применение прямого подхода
Грибов Д.С., Трусов П.В. **28**

Влияние модифицирования соединениями бора на структурообразование и свойства высокопористых волокнистых керамических материалов
Гришель О.В., Азаров С.М. **30**

Микромеханически мотивированные мультилинейные феноменологические модели упругопластического деформирования монокристаллических сплавов
Грищенко А.И., Семенов А.С. **32**

Особенности формирования образцов изделий из жаропрочных сплавов в процессе проволочного электронно-лучевого аддитивного производства
Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А. **34**

ТермПро — программный комплекс с открытым исходным кодом для автоматизированной обработки данных инфракрасной термографии в электронно-лучевом аддитивном производстве проволокой
Дин Ц., Чулков А.О., Чумаевский А.В., Кушнарёв Ю.В., Клименов В.А. **36**

Влияние термо-деформационной обработки и отжигов на микроструктуру и механические свойства усовершенствованной супердуплексной стали
Долженко П.Д., Бражников И.С., Долженко А.С., Федосеева А.Э. **38**

Влияние вакуумной ионно-пучково-плазменной обработки нержавеющей стали на ее климатическую стойкость при натурных испытаниях в условиях тропического климата Вьетнама
Дорофеева Т.И., Федорищева М.В., Нго Тхань Бинь, Сергеев В.П. **40**

Закономерности организации структуры медных сплавов и композиционных материалов на их основе в процессе печати методом электронно-лучевого аддитивного производства
Егорова И.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Кушнарев Ю.В. Колубаев Е.А. **41**

Пространственная локализация нелинейных акустических волн, распространяющихся в материалах с дислокациями и точечными дефектами
Ерофеев В.И. **42**

Методы Контактной Разности Потенциалов в материаловедческих исследованиях
Жарин А.Л., Пантелеев К.В., Комарова Е.Г., Шаркеев Ю.П. **44**

Разработка феноменологической модели разрушения квазихрупкого композита при динамическом нагружении
Заболотский А.В., Дмитриев А.И., Мигашкин А.О., Турчин М.Ю., Хадыев В.Т. **46**

Неупругое деформирование и разрушение функциональных электропроводящих фторополимеров при квазистатическом и циклическом нагружении
Зайцев А.В., Лобанов П.А., Банников М.В., Уваров С.В., Лукьянов Н.С. **47**

Деформационные постоянные и эволюция проницаемости нефтенасыщенных и экстрагированных низко- и высокопористых карбонатных пород при трехосном непропорциональном нагружении
Зайцев А.В., Химуля В.В., Шевцов Н.И., Карев В.И., Коваленко Ю.Ф. **49**

Кинетика формирования твердых растворов и упорядоченных фаз в биметаллической порошковой системе 3Nb-0,88Al в условиях механической активации
Ишков А.Д., Дитенберг И.А. **51**

Влияние длительного отжига при 700 °С на структуру высокоазотистой аустенитной стали после прокатки на 60 %
Ким А.В., Полехина Н.А., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. **52**

Классификация фазовых переходов порядок–беспорядок A1→D1a в сплавах Au_4Cr, Au_4Mn, Au_4V, Ni_4Mo и Ni_4W
Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Мелентьев С.В., Потекаев А.И., Волокитин О.Г., Лавров В.Ю., Лоскутов О.М. **53**

Многоуровневое моделирование представительного объема листа стали AISI 304H в процессе многостадийной горячей прокатки
Кондратьев Н.С., Балдин М.Н., Безверхий Д.С., Подседерцев А.Н. **55**

Фазовый состав полуаморфного высокоэнтропийного сплава AlNbNiTiCo
Копцев М., Абзаев Ю.А., Лаптев Р.С. **57**

Оценка влияния остаточных напряжений на прочность материалов и деталей машин
Корсунский А.М. **59**

Оценка износостойкости сталей 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ при различных видах механического воздействия
Котов Д.И. **60**

Аддитивное формование высокотемпературных термопластов PEEK, PSU и PEI и их модифицирование нанопорошками
Криницын М.Г., Лернер М.И. **62**

Определение особенностей влияния высокотемпературного газофазного наводороживания на структуру и дефектное состояние циркониевого сплава Э110 в различных состояниях с применением *in situ* метода позитронной спектроскопии
Кругляков М.А., Кудияров В.Н., Лаптев Р.С. **64**

Диффузионное легирование поверхностного слоя стали AISI 420 частицами инструмента WC-Co при обработке трением с перемешиванием
Кузнецов В.П., Воронцов И.А. **65**

Можно ли достичь низкого модуля упругости в сплавах титана путем целенаправленного легирования
Кулькова С.Е., Каспарян С.О., Бакулин А.В. **67**

Закономерности формирования структуры биметаллических элементов в процессе проволочного аддитивного электронно-лучевого производства
Кушнарев Ю.В., Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Егорова И.В., Княжев Е.О., Колубаев Е.А. **69**

Структурные и геометрические факторы, влияющие на макролокализацию пластической деформации в разных условиях нагружения металлических образцов
Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Валуйская Л.А. **70**

Особенности формирования микроструктуры при термообработке 3D-напечатанных образцов α+β титановых сплавов, полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии
Лобова Т.А., Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Мартынов С.А. **71**

In situ исследования синтеза поверхностных сплавов с помощью синхротронного излучения
Марков А.Б., Яковлев Е.В., Пестерев Е.А., Соловьев А.В., Петров В.И. **72**

Современные тенденции в разработке биодеградируемых сплавов на основе магния и цинка
Мартыненко Н.С. **74**

Влияние структуры песчаных грунтов на распределение диссипативной энергии при их циклическом нагружении в условиях компрессии
Матвеев В.В., Королев В.А., Шанина В.В., Широков В.Н. **75**

Моделирование разрушения и промышленное испытание периклазоуглеродистого огнеупора с повышенной термостойкостью
Мигашкин А.О., Заболотский А.В., Дмитриев А.И. **77**

Получение методом аддитивной электродуговой проволочной наплавки и исследование структуры образцов β титанового сплава
Мишин И.П., Раточка И.В., Манишива А.И., Ким А.В. **78**

Моделирование эволюции поверхности текучести поликристаллического алюминия при сложном нагружении на основе микроструктурной модели
Муртазин И.Р., Семенов А.С. **79**

Криогенная обработка литой CrMnCN стали: структура и механические свойства
Наркевич Н.А., Власов И.В., Бадулин Н. **80**

Получение биметаллических деталей на основе стали и меди методами проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии и электронно-лучевой сварки
Непомнящев В.О., Кушнарев Ю.В., Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Егорова И.В., Колубаев Е.А. **81**

Ориентационная наследственность при фазовых превращениях в стали 17-4 PH, полученной методом селективного лазерного плавления
Никитин И.С., Воропаева Е.А., Семенюк А.О., Черниченко Р.С., Долженко П.Д., Борисов С.И., Калиненко А.А., Зуйко И.С., Миронов С. Ю. **82**

Структура и свойства моно и мультислоистых покрытий титана и алюминия, полученных при разных потенциалах электрического смещения подложки
Овчинников С.В., Воронов А.В. **83**

Микроструктура и механические свойства стали ЭП-823 после старения при 700 °С длительностью до 500 часов
Осипова В.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А. **85**

Особенности формирования разрыва в зонах тектонических контактных пятен
Остапчук А.А. **86**

Получение наплавочного материала с высокими износостойкими характеристиками
Панченко И.А., Ломиворотов Н.П. **87**

Особенности твердофазных превращений меди, инициированных механическим ударом
Перевалов Т.Д., Кузнецова А.К., Нявро А.В., Черепанов В.Н., Завьялов С.Д. **88**

Закономерности формирования структуры медных сплавов при проволочном аддитивном электродуговом и электронно-лучевом производстве
Петраков А.Г., Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Егорова И.В., Сидоров Е.А., Кушнарев Ю.В., Колубаев Е.А. **90**

Генерация модельных структур аддитивно изготовленных металлов методом пошагового заполнения с применением алгоритмов машинного обучения
Писарев М., Шахиджанов В.С., Романова В.А., Балохонов Р.Р. **91**

Влияние ультразвукового воздействия на структуру и свойства толстостенных изделий, получаемых электродуговым формованием проволоки 04Х19Н11М3 и 12Х18Н10Т
Плаев Г.О., Нейман А.А., Буякова С.П. **93**

Неидеальный контакт в задачах многокомпонентной диффузии
Повернов С.Е. **94**

Исследование поверхностных свойств, состава и структуры тонких пленок оксидов и оксинитридов титана при различных режимах реактивного магнетронного напыления
Попов Т.А., Конищев М.Е., Евдокимов К.Е., Твердохлебов С.И. **96**

Предварительные основы технологии электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий белый электрокорунд - серебро
Почетуха В.В. 98

Титаноматричные композиты с силицидным упрочнением: структура, прочность, износостойкость
Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Акимов К.О. 99

Формирование функциональных свойств имплантационных материалов плазменными методами и разработка новых биорезобрируемых сплавов
Просолов К.А., Шаркеев Ю.П. 101

Взаимосвязь морфологии структуры композиционно сложных сплавов системы CoCrFeNiAl с магнитными параметрами
Путилова Е.А., Малыгина К.Д. 103

Керамика со сложным составом и макропористой архитектурой для регенерации костной ткани
Путляев В.И., Евдокимов П.В., Гаршев А.В., Климашина Е.С., Филиппов Я.Ю., Леонтьев Н.В., Голубчиков Д.О., Мурашко А.М. 105

Многоуровневый анализ влияния структурной и механической анизотропии на деформационное поведение аддитивно-изготовленных ГЦК металлов
Романова В.А., Писарев М., Дымнич Е.М., Емельянова Е.С., Мухин В.Е., Шахиджанов В.С., Балохонов В.Р., Бородина А., Балохонов Р.Р. 107

Особенности электрохимической коррозии в хлоридсодержащих средах аддитивных композитов системы «медь-сталь», полученной методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии
Рубцов К.В., Чумаевский А.В., Осипович К.С., Егорова И.В., Колубаев Е.А. 108

Механизм распада пластин цементита рельсовой стали при длительной эксплуатации
Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е., Михайлов Д.Д., Бащенко Л.П. 110

Многомасштабные исследования гигацикловой усталости образцов коррозионностойкой стали полученных методом селективного лазерного сплавления
Сергеичев И.В. 111

Модификация структуры биомедицинского сплава Ni 55%Ti45% при воздействии ультракоротких импульсов концентрированных потоков энергии
Скрипняк В.А., Скрипняк В.В., Скрипняк Н.В. 113

Исследование стадийности поврежденности в полимерных композитных материалах на основе анализа данных корреляции цифровых изображений и акустической эмиссии
Соколов А.М., Банников М.В., Уваров С.В., Никитюк А.С., Аристова А.В. 114

Влияние доли трансформированной в ходе ячеистой реакции структуры на механические свойства сплава на основе гамма алюминида титана
Соколовский В.С. 115

Новые возможности исследований функциональных материалов на модернизированном Фурье-дифрактометре высокого разрешения
Сумников С.В., Милков В., Ержанов Б., Вершинина Т.Н., Самойлова Н.Ю., Булаева А.С., Балагуров А.М. 117

Прогнозирование износостойкости наноструктурированного поверхностного слоя стали AISI 304 на основе сигмоидального анализа изменения микротвердости
Татаринцев И.В., Кузнецов В.П. 119

Комплексные исследования локальных механических напряжений методами индентирования и оптической спектроскопии
Усеинов А.С., Султанова Г.Х. **121**

Влияние структурно-фазового состояния многослойного покрытия на основе Zr-Y-O/Si-Al-N/Ti/ и Zr-Y-O/Si-Al-N на его коррозионную стойкость
Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Нго Тхань Бинь, Сергеев В.П. **123**

Свойства при ползучести 12%-хромистых сталей и научные подходы их повышения
Федосеева А.Э. **124**

Влияние винилацетатных групп в металлополимерной композиции с порошком нержавеющей стали для экструзионной 3D-печати
Федотов Н.Ю., Лернер М.И., Бакина О.В., Сваровская Н.В., Глазкова Е.А., Майер Г.Г. **125**

Прогнозирование упруго-прочностных свойств углепластиков, полученных с помощью технологий вакуумной инфузии и прямого прессования
Филиппов А.А., Первухин К.Е. **127**

Реакционные волны пористости как механизм образования сфокусированных потоков флюида в дегидратирующей субдуцирующей плите
Хакимова Л.А., Подладчиков Ю.Ю. **128**

Механизмы молекулярной диффузии в газах и жидкостях
Харламов Г.В., Бехер С.А. **130**

Моделирование выделения частиц в алюминиевых сплавах микролегированных скандием
Чинов В.Ю., Долгов Д.И., Сарычев В.Ю., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю. **132**

Контроль состояния ванны расплава при проволочном аддитивном электронно-лучевом производстве
Чумаевский А.В., Гурьянов Д.А., Осипович К.С., Тарасов С.Ю., Семенчук В.М., Кушнарев Ю.В., Дмитриев А.В., Никонов С.Ю., Колубаев Е.А. **133**

Закономерности формирования структуры биметаллических элементов на основе никелевых сплавов и сталей в процессе проволочного аддитивного электронно-лучевого производства
Чумаевский А.В., Зыкова А.П., Осипович К.С., Гурьянов Д.А., Москвичев Е.Н., Семенчук Н.В., Гусаренко А.А., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. **134**

Локализация деформации при одноосном растяжении в сварном соединении сплава АМГ5, выполненного сваркой трением с перемешиванием: анализ методами 3D DIC и термографии
Чумаевский А.В., Клопотов А.А., Устинов А.М., Сидоров Е.А., Лавров В.Ю., Колубаев Е.А. **135**

Исследование развития ГЦК-ОЦТ мартенситного превращения в высокоэнтропийных высокопрочных кристаллах FeNiCoAlX (X=Ta, TaB, Ti, TiB)
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Петраков В.А. **137**

Исследование сверхэластичности в высокоэнтропийном сплаве TiZrHfAlNb
Чумляков Ю.И., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Петраков В.А., Федорова А.В., ... **138**
Киреева И.В. **138**

Многоуровневое моделирование для современных технологий горячего и сверхпластического формования
Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Вшивкова А.А., Вильдеман В.Э., Оглезнева С.А. **139**

Влияние термической обработки на структуру и свойства соединения Al–Fe, полученного сваркой взрывом
Шелепов Д.А. Неделько А.В. 141

Анализ морфологии перлита, формирующегося в процессе изготовления рельсов из стали заэвтектоидного состава
Шугаев О.В. 143

Modeling of arbitrary form spectrum of the high-frequency small-angle Rayleigh wave scattering on topological surface roughness mesostructure in the region of Guinier law
Chukov V.N. 144

Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов

Особенности неразъёмных соединений высокопрочных титановых псевдо-α сплавов при сварке трением с перемешиванием
Амиров А.И., Рубцов В.Е., Савченко Н.Л., Рубцов К.В., Чумаевский А.В. 147

Термоупругие мартенситные переходы в многокомпонентных сплавах $Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5$ с бором, кремнием и азотом
Астафурова Е.Г., Астапов Д.О., Астафуров С.В., Лучин А.В., Загибалова Е.А., Данилова Л.В. 149

Эволюция деформационной структуры при механическом циклировании сверхэластичного сплава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$
Биттер С.М., Гирсова С.Л., Полетика Т.М. 150

Визуализация процесса разрушения в объеме углепластиков при растяжении
Володарский А.Б., Бурков М.В., Еремин А.В., Мороков Е.С. 151

Стадийность деформации и автоволновые моды в материале с неустойчивостями пластического течения
Данилов В.И., Орлова Д.В., Горбатенко В.В. 152

Влияние термической обработки на механическое поведение высокохромистой стали с высоким содержанием бора
Долженко А.С., Федосеева А.Э. 154

Влияние аморфного поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины на механические свойства и деформационное поведение никелида титана при нагружениях кручением и изгибом
Дьяченко Ф.А., Чепелев Д.В., Остапенко М.Г., Южакова С.И., Петрив Р.В., Мейснер Л.Л. 156

Моделирование многомасштабного процесса хрупкого разрушения с учетом корреляции дефектностью и микротвердостью при многоцикловом нагружении металлов и сплавов
Завойчинская Э.Б., Лавриков Г.Е. 157

Влияние размера зерна аустенитной нержавеющей стали на фазовый состав поверхностных азотированных слоев, полученных при ионно-плазменной обработке
Загибалова Е.А., Нифонтов А.С., Астафуров С.В. 159

Пространственные масштабы локализованной пластической деформации поликристаллического алюминия
Лаврентьева П.В., Баранникова С.А. 161

Анализ покрытий на основе оксида хрома и нитрида хрома для повышения эксплуатационных свойств высокохромистой стали типа Р911
Луговская А.С., Федосеева А.Э. 162

Особенности кинетики роста азотированного слоя при ионно-плазменном насыщении высокоэнтропийного сплава Кантора
Лысунец М.А., Данилова Л.В., Загибалова Е. А., Астафурова Е. Г., Астафуров С. В. ... 164

Сверхпластичные сплавы на никелевой основе: взаимосвязь механических и магнитных свойств с позиции изменения плотности электронных состояний
Макаренко А.Е., Кузнецова А.К., Нявро А.В., Черепанов В.Н., Завьялов С.Д., Квеглис Л.И. ... 165

Ультразвуковая визуализация высокого разрешения повреждений в объеме армированных углепластиков при низкоскоростном ударе
Мороков Е.С., Бурков М.В., Еремин А.В. ... 167

Влияние криогенной обработки на образование орторомбического мартенсита в CrMnN стали
Наркевич Н.А., Власов И.В. ... 168

Особенности формирования соединения алюминий-сталь при магнитно-импульсной сварке
Неделько А.В., Анисимов А.Г., Батаев И.А. ... 169

Трение скольжения без смазки монокристаллов Fe22Mn0.6C: деформационные, рентгеновские и вибрационные характеристики
Новицкая О.С., Семенчук Н.В., Воронцов А.В., Филиппов А.В., Лычагин Д.В., Чумляков Ю.И. ... 170

Влияние температуры на параметры автоволн локализованной пластичности в сплаве Al-Mg со структурной неоднородностью
Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В. ... 171

О распределениях дефектов в ПК агрегатах (Cu-Fe, Ni-Ti) из зависимости предела текучести от размера зерен при дисперсионном упрочнении-разупрочнении
Решетняк А.А., Шамшутдинова В.В. ... 172

Особенности поверхностных слоев стали Гадфильда, изнашиваемых в условиях сухого трения с проскальзыванием
Станкевич С.В, Котов Д.И. ... 174

Возможность повышения вязкости углеродистой стали путем интенсивной теплой пластической деформации с применением мягкой схемы нагружения
Сухова М.Р., Каманцев И.С., Буров С.В., Швейкин В.П. ... 176

Акустопластический эффект в металлах: физика и механизм явления
Хон Ю.А. ... 178

Моделирование формирования и эволюции деформационных субструктур ГЦК-металлов
Черепанов Д.Н. ... 179

Особенности приповерхностного окисления сплава V-Cr-W-Zr
Штак А.В., Ишков А., Смирнов И.В. ... 181

Improvement of the tribological characteristics of the 3D- printed Ti-3Al-5Mo-4.5V alloy during ultrasonic impact electrospark and electron beam treatments
Perevalova O.B., Panin A.V., Kazachenok M.S., Lobova T.A., Martynov S.A. ... 182

Секция 3. Моделирование поведения материалов на различных масштабах и компьютерный дизайн

Деформационный отклик метаматериала с непериодической структурой
Ахметшин Л.Р., Смолин И.Ю., Исмаилова Ч. ... 184

Влияние Al на диффузию примесей металлов и неметаллов в α_2-Ti_3Al
Бакулин А.В., Горев Н.Д., Кулькова С.Е. 185

Многоуровневое моделирование возврата для анализа эффективных свойств коалесценции и миграции субграниц
Балдин М.Н., Кондратьев Н.С. 187

Применение модифицированного комбинированного подхода для анализа процесса штамповки
Балдин М.Н., Трусов П.В. 189

Численное исследование динамического деформирования градиентных материалов в тесте Тейлора
Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В. 191

Определение критических областей заготовки газотурбинного диска, полученной горячей штамповкой
Безверхий Д.С., Подседерцев А.Н., Кондратьев Н.С., Балдин М.Н. 192

Механизмы сегрегации примесных атомов в границы зерен бикристаллов Al-Zn при сдвиговом нагружении
Березиков О.А., Зольников К.П., Крыжевич Д.С. 194

Влияние локальной кривизны COOH-N-МУНТ на связывание белка HIF-1α
Бобенко Н.Г., Шунаев В.В., Сапежинская Т.А., Колесниченко П.А., Глухова О.Е. 196

Прогноз циклической долговечности композитов полиэфирэфиркетона с различной долей коротких углеродных волокон
Богданов А.А., Панин С.В., Буслович Д.Г. 198

Нелинейные модели эволюции дислокационной плотности
Власова А.М. 200

Компьютерное изучение влияния несплошностей структуры на механические и теплофизические свойства спеченных керамик на основе MgO и $MgAl_2O_4$
Волобуев А.С., Григорьев А.С., Шилько Е.В. 202

Многоуровневое моделирование неупругого и сверхпластического деформирования алюминиевых сплавов с учетом изменения температурно-скоростных условий
Вшивкова А.А., Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р. 204

Применение нечёткой логики для прогнозирования микротвердости керамических материалов на основе гидроксиапатита
Высоцкая О.В., Погудин В.Ю., Резванова А.Е. 206

Прямое многоуровневое моделирование: применение для исследования процессов ортогонального резания металлов и сплавов
Вяткин Я.В., Трусов П.В. 208

Прямая многоуровневая конститутивная модель для описания формирования шероховатости на свободной поверхности кристаллита никелевого сплава Inconel 718
Гладких П.А., Вяткин Я.В., Романов К.А., Кондратьев Н.С. 210

Особенности диффузии углерода в α-Ti и α_2-Ti_3Al
Горев Н.Д., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. 212

Прогнозирование эффективных свойств SiO_2-керамик на основе нейросетевого анализа синтетических данных
Григорьев А.С., Волобуев А.С., Шилько Е.В. 214

Принцип параметрической эквивалентности как альтернатива критериям подобия в задачах триботехники
Григорьев А.Я. **216**

Квантование поля деформаций в твердом теле, обусловленное дислокациями
Гриняев Ю.В., Чертова Н.В., Шилько Е.В. **218**

Моделирование механического отклика анизотропных TPMS-скаффолдов в условиях контакта с костной тканью
Еленская Н.В., Затонская В.М., Ташкинов М.А. **220**

Прогнозирование роста нейронной сети при одноосном растяжении
Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Еремин М.О. **221**

Определение локальных механических свойств аддитивного сплава Al-Si с помощью многоуровневого подхода
Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Бжицких И.Р., Мочалова Е.Д., Балохонов Р.Р. **223**

К аналитической оценке термических напряжений в керамических композитах с учетом температурно-зависимых свойств
Зимина В.А., Смолин И.Ю. **224**

Электронная и фононная структура силицидов переходных металлов в *B*20-фазе
Каспарян С.О., Кулькова С.Е., Горев Н.Д., Кульков А.С., Бакулин А.В. **226**

Влияние кристаллографической текстуры на упругий возврат при изгибе тонкой пластины
Клепов Д.Н., Арышенский Е.В., Шакаров Т.У., Коновалов С.В. **228**

О моделировании коррозии металлов и сплавов в кислородосодержащей среде на разных масштабных уровнях
Князева А.Г., Маслов А.Л. **230**

Влияние коэффициента Пуассона на величину скорости распространения звуковых и ультразвуковых волн в изотропных и анизотропных материалах
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Тверсков А.В. **232**

Моделирование процессов ударного нагружения монокристаллов с кубической симметрией свойств в произвольных направлениях
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Демьянов В.В. **233**

Моделирование зернограничной сегрегации Zn в алюминиевых сплавах при механической обработке
Крыжевич Д.С., Коростелев С.Ю., Березиков О.А., Зольников К.П. **234**

DEM-моделирование взаимодействия сыпучего материала, представленного мультисферами, с телом, заданным треугольной поверхностной сеткой
Лобовиков Д.В., Матыгуллина Е.В., Емшанова П.И. **235**

Влияние структуры границ зерен, дислокаций и меди на пластичность нанокристаллического алюминия
Манухина К.Д., Латыпов Ф.Т., Воронин Д.С., Майер А.Е., Красников В.С. **237**

Исследование динамической прочности горных пород: от лабораторной модели к реальным условиям Тянь-Шаня
Манько А.В., Муравьева Е.А. **239**

Модификация дислокационно-ориентированной модели для описания эффекта прерывистой пластичности
Мехоношин К.А., Трусов П.В. **240**

Микромеханическая модель упругого поведения марганцево-медного сплава, изготовленного методом селективного лазерного сплавления
Мухин В.Е., Романова В.А., Писарев М., Балохонов В.Р.,Сунь Лиин, Балохонов Р.Р... 242

Молекулярно-динамическое исследование процессов пластической деформации вблизи межфазной границы в алюминиевой матрице с металлическим включением в условиях механического нагружения
Никонов А.Ю. 243

Цифровое многоуровневое проектирование внутренней структуры прутка для обеспечения улучшенных эксплуатационных свойств
Романов К.А., Кондратьев Н.С., Швейкин А.И. 245

Применение концептуальной теории функционала плотности для компьютерного дизайна модифицированных фуллереновых наноструктур
Рябых А.В., Маслова О.А., Кравчук Р.И., Безносюк С.А. 247

Исследование устойчивости базовых конститутивных моделей физических теорий пластичности: влияние описания ротаций решеток кристаллитов
Симонов А.В., Швейкин А.И. 249

Численная модель механического поведения фрагмента кости черепа человека
Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Воробъева А.А. 251

Многоуровневые конститутивные модели для описания поведения поликристаллических сплавов: состояние, примеры применения, направления развития
Трусов П.В. 253

Первопринципное исследование структурных и электронных свойств гетероструктуры на основе монослоя меди и графена
Федоров И.А. 255

Исследование эволюции микроструктуры ГЦК-металлов при высокоскоростной и высокотемпературной деформации: теория, эксперимент и машинное обучение
Фомин Е.В., Брюханов И.А., Костырева Л.А., Королькова О.П. 256

О постановках краевых задач геомеханики и геофизики
Чанышев А.И. 258

Задача о потере устойчивости прямоугольного параллелепипеда, изготовленного из первоначально анизотропного материала при сжатии (в постановке Лейбензона-Ишлинского)
Чанышев А.И., Абдулин И.М., Белоусова О.Е., Лукьяшко О.А. 259

Особенности прохождения продольной волны через границу раздела упругого тела и вязкой жидкости при различных граничных условиях
Чертова Н.В. 260

Моделирование термодинамических параметров критического радиуса в алюминиевых сплавах легированных Си и Mn
Чинов В.Ю., Сеченов П.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В. 262

Влияние морфологии порового пространства на механические свойства и теплопроводность пористых керамических материалов
Шилько Е.В., Григорьев А.С., Волобуев А.С. 263

Некоторые результаты численной и аналитической гомогенизации преднагруженных пористых упруго-пластических сред
Яковлев М.Я., Быстров И.Д., Никитин Л.С., Подладчиков Ю.Ю. 265

Hierachical design in digital dentistry
Panin S.V., Arutyunov S.D. 267

Секция 4. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов, передовые технологии их получения

Разработка фотоактивных мембран для очистки воды и воздуха на основе наночастиц TiO_2
Айрих С.А., Ложкомоев А.С. 270

Влияние температуры мишени при воздействии низкоэнергетического сильноточного электронного пучка на микроструктуру и микротвёрдость интерметаллида Ni_3Al
Акимов К.О., Иванов К.В. 272

Износостойкость кальций-фосфатных биопокрытий на титане, нанесенных методом микродугового оксидирования с ультразвуком различной мощности
Акимова Е.Б., Комарова Е.Г., Глухов И.А., Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Шаркеев Ю.П. 274

Влияние типа легирующего элемента на трещиностойкость триалюминида титана с кубической решеткой
Александрова Н.С. 276

Исследование взаимосвязи конструкции препрега и механических свойств слоистых углепластиков при ультразвуковом консолидировании
Алексенко В.О., Панин С.В. 278

Влияние окисления на структуру и свойства соединений титановых α-сплавов, полученных методом сварки трением с перемешиванием
Амиров А.И., Сидоров Е.А., Лобова Т.А., Чумаевский А.В. 280

Структуры и свойства соединений высокопрочных алюминиевых сплавов, полученных методом подводной СТП
Амиров А.И., Сидоров Е.А., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В. 282

Температурная зависимость механических свойств и эффект памяти формы в многокомпонентных сплавах $(Co_{35}Cr_{20}Fe_{20}Mn_{20}Ni_5)_{100-x}B_x$ (x = 0, 0,1, 0,2, 0,5)
Астапов Д.О., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г. 284

Природа расщепления мартенситного пика, зафиксированного при дилатометрическом анализе ферритно-мартенситной стали ЧС-139
Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Голубничий А.А. 286

Многокомпонентные наночастицы биоактивных металлов как перспективные антимикробные агенты
Бакина О.В., Яфаева А.Э., Иванова Л.Ю., Лернер М.И. 288

Методы направленной модификации вертикально ориентированных графеновых слоев для улучшения их электрохимических характеристик
Бондарева Ю.В., Чернодубов Д.А., Евлашин С.А. 290

Модель формирования интерметаллидов в системе Ti–Cu при тепловом взрыве
Букрина Н.В. 292

Оценка влияния условий теплообмена на температурный режим реакционного спекания порошковых смесей
Букрина Н.В., Коростелева Е.Н., Князева А.Г. 293

Нейтронное дифракционное *in situ* исследование тройных сплавов Fe–(25-26)(Ga,Ge)
Булаева А.С., Вершинина Т.Н., Сумников С.В., Балагуров А.М., Головин И.С., Хао Дж., Лю Х., Хе Л. 294

Исследование диффузионных процессов в керамике B_4C-VB_2
Бурхинова Н.Ю., Дик Д.В. 296

Экструзионное формование деталей на основе Al-Cu
Ворнакова Е.А., Ложкомоев А.С. **298**

Исследование фазовых превращений в защитных покрытиях горного оборудования методами синхротронной дифракции
Голышев А.А., Герцель И.С., Маликов А.Г., Шмаков А.Н. **300**

Различные подходы для получения плотной α-Al_2O_3-керамики методом фотополимерной 3D-печати
Горелов И.В., Воронцов А.В. **301**

Разработка метода и устройства измерения теплопроводности металлов и компактированных мультиграфеновых материалов
Губин В.Ю., Демченко Д.В., Морозов Н.С., Нигматуллин И.Х., Грачева А.В., Клюкова К.Е. **302**

Основы управления структурой никелевых жаропрочных сплавов, полученных методом прямого лазерного выращивания
Гулов М.А., Герцель И.С., Маликов А.Г. **304**

Структура и свойства биметаллических образцов на основе медного и никелевого сплавов, полученных методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства
Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Ким А.В., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А. **305**

Исследование микроструктуры, механических и трибологических свойств покрытий Ti-Al-Ta-N, полученных с помощью гибридных методов магнетронного распыления
Дербин А.Ю., Шугуров А.Р. **307**

Влияние диффузии на микроструктуру и свойства композитной керамики B_4C-CrB_2
Дик Д.В., Бурхинова Н.Ю. **309**

Разработка компьютерной модели смешивания частиц измельченной окисленной стальной стружки со сферическим порошком
Дмитриев А.И., Акимов К.О. **311**

Влияние дисперсности компонентов на электрофизические свойства полимерных композитов на основе полиэтилена высокой плотности и технического углерода
Дроздова Е.А., Рогачев Е.А., Кропотин О.В. **312**

Влияние системы [поверхностный Ti-Ni-Ta сплав / TiNi-подложка], сформированной аддитивным тонкоплёночным электронно-пучковым способом, на механические свойства тонких проволок из никелида титана
Дьяченко Ф.А., Нейман А.А., Остапенко М.Г., Марков А.Б., Яковлев Е.В., Чепелев Д.В., Мейснер Л.Л. **314**

Влияние геометрии облучения импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком на изменение морфологии поверхности и элементного состава в поверхностных слоях сплава ВТ6
Дьяченко Ф.А., Петрив Р.В., Яковлев Е.В., Кизириди П.П, Мейснер Л.Л. **315**

Рентгеноструктурный анализ структуры, размеров кристаллитов и деформаций МУНТ методом Вильямсона–Холла
Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н., Сапежинская Т.А., Бобенко Н.Г. **316**

Деформация градиентных 3D образцов с ауксетической структурой при одноосном сжатии и растяжении
Ежов И.В., Сахаров Н.А., Казанцева Н.В. **318**

Структура и свойства сварных соединений композитов ПЭЭК/КУВ при варьировании параметров ультразвуковой сварки
Зеленков А.А., Алексенко В.О., Панин С.В. 319

Влияние обработки воздушной плазмой на удельную работу расслоения арамидных композитов
Зыонг В.Ш., Космачев П.В., Панин С.В. 321

Деформационное поведение 3D-напечатанных титаноматричных композитов TiC/Ti-6Al-4V при скретч-тестировании
Казаченок М.С., Панин А.В., Шугуров А.Р. 323

Влияние объемной плотности энергии при селективном лазерном плавлении на кристаллографию стали 17-4 PH
Калиненко А.А., Никитин И.С., Воропаева Е.А., Семенюк А.О., Черниченко Р.С., Долженко П.Д., Борисов С.И., Зуйко И.С., Миронов С.Ю. 324

Влияние коэффициента заполнения импульсов на микроструктуру, фазовый состав и свойства Zn-замещённых гидроксиапатитных МДО-покрытий на низкомодульном сплаве Ti-45Nb для биомедицинских имплантатов
Кашин А.Д., Попова К.С., Просолов К.А., Химич М.А., Лугинин Н.А., Шаркеев Ю.П. 325

Плазменный синтез композита SiC–муллит
Ким А.В., Абышова А.Б., Литовко А.В., Шеховцов В.В. 327

Особенности влияния малой концентрации атомов углерода и азота на развитие ГЦК–ГПУ мартенситного превращения и достижение большого эффекта памяти формы в монокристаллах высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Сараева А.А, Куксгаузен Д.А. 328

Физические факторы определяющие большой эффект памяти формы при обратимом ГЦК↔ГПУ мартенситном превращении в монокристаллах сплавов Fe–Mn–Cr–Ni–Si
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Сараева А.А, Федорова А.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А. 329

Материалы на основе $Mg_3(PO_4)_2$-$MgNaPO_4$ для восстановления костной ткани с улучшенными резорбируемыми и механическими свойствами
Климашина Е.С., Пупанова А.К., Рассолова Ю.Р., Мурашко А.М., Филиппов Я.Ю., Евдокимов П.В., Путляев В.И. 330

Экспериментальное изучение особенностей разрушения образцов тяжелого бетона в широком диапазоне скоростей деформации
Козулин А.А., Петров П.О., Жуков И.А., Овчаренко В.А. 332

Локальное модифицирование поверхности микродуговым оксидированием сплавов титана ручным электродом в потоке электролита
Кондратенко А.И., Большанин А.В., Арбузова С.С., Хохряков Е.В., Бутягин П.И. 333

Особенности формирования структуры в низкоуглеродистой стали в ходе аддитивного производства
Корчмарчик С.О., Насоновский К.С., Астахов И.И., Иванов С.Ю., Климова М.В. 334

Влияние наноразмерного Al_2O_3 и полимерного связующего на формирование структуры и свойства керамики Al_2O_3
Криницын М.Г., Сенькина Е.И., Сагун А.И., Рюмин Е.Е., Лернер М.И. 336

Структура и физико-механические свойства керамического композитного материала на основе гидроксиапатита и многостенных углеродных нанотрубок
Кудряшов Б.С., Пономарев А.Н., Резванова А.Е. 338

Медицинские имплантаты для остеоинтеграционного протезирования из биоинертных сплавов системы TiNbZr с ультрамелкозернистой структурой. Перспективные конструкции и технологии производства
Кузнецов В.П. **340**

Аномальная температурная зависимость критических напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlCr
Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В., Чумляков Ю.И. **342**

Применение сплавов на основе титан-железо с частичным замещением железа на хром для хранения водорода
Курдюмов Н.Е., Анжигатова Е.Д. **344**

Применение роботизированного электродугового выращивания для получения аддитивных деталей из алюминиевого сплава AZ6N типа никалин
Курышев А.О., Ширинкина И.Г., Макаров В.В., Бродова И.Г., Семенчук В.М., Кушнарев Ю.В., Чумаевский А.В. **346**

Влияние горячей и холодной прокатки с последующим отжигом на эволюцию микроструктуры сплава системы Al-Cu-Mn с содержанием меди 2%
Левагина А.А., Малкин К.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В. **347**

Микроструктура, механические свойства и термическая стабильность малоактивируемой аустенитной стали 9Cr27MnWTiTa
Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Аккузин С.А., Осипова В.В., Ким А.В., Тимошов И.С., Чернов В.М. **349**

Исследование структуры и механических свойств композитов Al-Sn-Fe гибридного фазового состава полученных методом жидкофазного спекания и СЛС
Лихарев В.Е., Скоренцев А.Л., Русин Н.М. **350**

Особенности изменения структурно-фазового состояния сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ на начальных стадиях старения после закалки из области гомогенности B2 фазы
Лотков А.И., Миронов Ю.П., Круковский К.В., Лаптев Р.С., Реснина Н.Н., Гирсова Н.В. **352**

Влияние гексагонального нитрида бора на трещиностойкость керамических композитов ZrB_2—NbB_2—SiC
Лукьянец М.П., Буяков А.С., Шмаков В.В., Бурлаченко А.Г., Буякова С.П. **354**

Стойкость к окислению керамических композитов (Zr,Me)B_2—SiC (Me=Ti;Nb) с включениями *h*-BN
Лукьянец М.П., Мартемьянова И.А., Бурлаченко А.Г., Буяков А.С., Шмаков В.В., Буякова С.П. **356**

Влияние состава порошковой проволоки на структуру и свойства наплавленного металла
Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В. **357**

Напыление титана и его соединений магнетронно-дуговым и тлеюще-дуговым методами с использованием акустоплазменного разряда
Маргарян А.А., Абраамян А.С., Мкртчян А.Г., Чилингарян Р.Ю. **359**

Модификация пористых материалов наночастицами Ag
Матульская Е.И., Казанцев С.О., Ворнакова Е.А., Ложкомоев А.С. **360**

Возможности изучения приповерхностных одномерных неоднородностей образцов рентгенодифракционным методом в цкп «Нанотех»
Миронов Ю.П. **362**

Влияние старения на структуру и фазовый состав сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ после закалки из области гомогенности B2 фазы
Миронов Ю.П., Лотков А.И., Химич М.А. **364**

Закономерности фазовых превращений в Al-Li сплавах 3-го поколения и их лазерных сварных соединений в зависимости от соотношения Cu/Li
Миронова М.И., Маликов А.Г., Шмаков А.Н. **366**

Трибологическое поведение алюминиевой бронзы с поверхностным легированием порошками Al–Ni, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства
Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н. **368**

Структура и гидридное диспергирование высокоэнтропийного сплава TiVCrZrNi
Мурашкина Т.Л., Камелина К.Д. **369**

Антифрикционные свойства и структура политетрафторэтилена, модифицированного углеродным волокном
Негров Д.А., Путинцев В.Ю., Глотов А. И., Вебер Д.А. **371**

Микроструктурные особенности 17Cr-4Ni-4Cu-Nb стали, полученной методом селективного лазерного плавления
Никитин И.С., Семенюк А.О., Воропаева Е.А., Черниченко Р.С., Дудова Н.Р., Калиненко А.А., Миронов С.Ю. **373**

Биомедицинские композиты на основе сплавов системы Ti-Nb-Zr, упрочненных боридами, полученные различными методами
Озеров М.С., Соколовский В.С., Воропаева Е.А., Павлов А.И., Япрынцев М.Н., Тагиров Д.В. **375**

Структура сплава на основе Ti-Ni-Cu-Zr и влияние ионно-пучковых воздействий на его коррозионные свойства
Остапенко М.Г., Южакова С.И., Дьяченко Ф.А., Чепелев Д.В., Мейснер Л.Л. **376**

Микроструктура и механические свойства 3D-напечатанных титаноматричных композитов
Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Шугуров А.Р., Прибытков Г.А., Мартынов С.А. **378**

Влияние содержания хрома на микроструктуру, высокотемпературную прочность и жаростойкость многокомпонентных (высокоэнтропийных) эвтектических сплавов систем Al-Co-Cr-Fe-Ni и Al-Co-Cr-Nb-Ni
Панов Д.О., Ноздрачева Е.И., Черниченко Р.С., Наумов С.В., Кудрявцев Е.А. **379**

Цифровая зондовая электрометрия в физической мезомеханике
Пантелеев К.В., Жарин А.Л., Комарова Е.Г. **380**

Влияние содержания Al на структуру и свойства сплава Cu-Al-Fe, полученного методом лазерной порошковой плавки
Пань М., Криницын М.Г., Клопотов А.А., Клименов В.А. **382**

Электролитно-плазменные технологии для модификации поверхности изделий машиностроения и биомедицины
Парфенов Е.В., Хаматдинов Р.З., Парфенова Л.В. **384**

Экспериментальная оценка упруго-прочностных характеристик углепластиковых элементов конструкции протезов стоп
Первухин К.Е., Филиппов А.А. **386**

Титаноматричные композиционные порошки с карбидным упрочнением:синтез, структура, фазовый состав
Прибытков Г.А., Фирсина И.А., Акимов К.О. **388**

Влияние энтропии смешения и химического состава на коэффициент $d\sigma_c/dT$ в соотношении Клаузиуса-Клапейрона в сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Реутская А.А., Базлов А.И. 390

Противообрастающие композиционные материалы на основе гетерофазных наночастиц ZnO/CuO
Речкунова А.О., Иванова Л.Ю., Бакина О.В., Чжоу В.Р., Лернер М.И. 391

Влияние диспергирующих добавок на электрофизические свойства полимерных композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности
Рогачев Е. А., Каленчук А. А. 393

Разработка термопластичных бимодальных фидстоков на основе оксида алюминия
Сагун А.И., Лернер М.И. 395

Исследование структуры и свойств сварного соединения стали 10ХСНД при многопроходной сварке
Санников И.И., Голиков Н.И. 397

Структурный ближний порядок как фактор управления термоЭДС графена
Сапежинская Т.А., Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г. 399

Влияние температуры отжига на структуру и свойства сплава ВТ23, полученного прямым лазерным выращиванием
Сафарова Д.Э., Базалеева К.О., Шашин К.Д., Власов Д.Ю. 401

Сравнительные исследования метаматериалов с различной ауксетической структурой
Сахаров Н.А., Казанцева Н.В., Ежов И.В., Ильиных М.В. 403

Сравнительный анализ импульсных режимов наплавки для выбора оптимальной технологии упрочнения деталей горной техники
Семёнов С.В., Голиков Н.И. 404

Структура и физико–механические свойства композиционных покрытий на основе Al–Si–Re–O–N, формируемых на кварцевых стеклах при магнетронном распылении мозаичных мишеней
Сергеев В.П., Турсунханова Р.Б., Сунгатулина Е.В., Овчинников С.В., Воронов А.В. 406

Влияние интенсивности охлаждения при сварке трением с перемешиванием на свойства соединение высокопрочных алюминиевых сплавов с различными системами легирования
Сидоров Е.А., Чумевский А.В., Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев Е.А. 408

Влияние температурно-временной стабилизации на электрофизические свойства композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности, наполненного углеродными нанотрубками
Ставров Д.А. 410

Градиентные материалы на основе разнородных жаропрочных никелевых сплавов
Степанов Н.Д. 412

Закономерности формирования гибридных аморфно-нанокристаллических материалов методами экстремальных воздействий
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Рогачев С.О 413

Влияние старения в мартенсите с одновременным выделением частиц на развитие двустороннего эффекта памяти формы в монокристаллах NiFeGaCo
Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Суриков Н.Ю., Жердева М.В., Чумляков Ю.И. 414

Источник СИ - инструмент проведения передовых исследований и развития технологий получения новых материалов в ИТПМ СО РАН
Фомин В.М., Маликов А.Г., Голышев А.А., Гулов М.А., Герцель И.С., Завьялов А.П.Купер К.Э., Шмаков А.Н., Степаненко А.И. 415

Особенности структурообразования материала крупногабаритных аддитивных изделий на основе никелевых сплавов
Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А. 417

Влияние приповерхностной нанокристаллизации на эффект гигантского магнитного импеданса в аморфных микропроводах на основе железа
Фукс А.А., Аксенов О.И., Аронин А.С. 418

Анализ морфологии структуры плазменной наплавки быстрорежущей стали Р18 на сталь 30ХГСА, выявленной методом просвечивающей электронной микроскопии
Чапайкин А.С. 420

Разработка биорезорбируемых композитов Zn/УНТ для аддитивного производства
Чебодаева В.В., Лугинин Н.А., Просолов К.А., Бакина О.В. 421

Неоднородная деформация и изменение плотности металлического стекла $Al_{87}Ni_8La_5$
Чиркова В.В., Абросимова Г.Е., Аронин А.С. 423

Фрактографический анализ и механические свойства материалов на основе титановых и никелевых сплавов и биметаллических систем «Ni-Cu», полученных методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии
Чумаевский А.В., Осипович К.С., Кушнарёв Ю.В., Белобородов В.А., Корсунский А.М., Колубаев Е.А. 424

Структура, состав и электрическая активность оксидно-фосфатных и кальций-фосфатных покрытий на титановых скаффолдах
Шаркеев Ю.П., Комарова Е.Г., Акимова Е.Б., Кашин А.Д., Остапенко М.Г., Жарин А.Л. 426

Интегрированный подход к дизайну тугоплавких сплавов для аддитивного производства
Юрченко Н.Ю., Клименко Д.Н., Красанов И.В., Миронцов В.В., Алымов Н.Р., Туричин Г.А. 428

Синергетический антимикробный эффект гетерофазных наночастиц, содержащих медь и цинк
Яфаева А.Э., Бакина О.В., Иванова Л.Ю., Первиков А.В. 429

Научное издание

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Международная конференция
«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой
и интеллектуальные производственные технологии»

07-10 сентября 2026 года
Томск, Россия

Издание изготовлено в авторской редакции