

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ  
ИНСТИТУТ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ СО РАН

ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ.  
ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОУРОВНЕВОЙ  
СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ НЕЛИНЕЙНОГО ПОВЕДЕНИЯ

Международная конференция

5–8 сентября 2022 г.

Томск, Россия

Тезисы докладов

Новосибирск  
2022

УДК 539(063)+620.18(063)  
ББК В251я431+Ж37я431  
Ф503

Ф503 Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения : Тез. докл. Междунар. конф., 5-8 сентября 2022 г., Томск, Россия / Ин-т физики прочности и материаловедения СО РАН. – Новосибирск : ИПЦ НГУ, 2022. – 556 с.

ISBN 978-5-4437-1353-3

Издание содержит тезисы международной конференции «Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения». Физическая мезомеханика является научным направлением, в рамках которого материал представляется как иерархическая система взаимосвязанных структурных (масштабных) уровней. В сборнике 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.

Предназначено 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.

УДК 539(063)+620.18(063)  
ББК В251я431+Ж37я431

ISBN 978-5-4437-1353-3

© Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 2022

## ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

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

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Сопредседатели оргкомитета:

**Колубаев Е.А.**

Томск, Россия

Члены оргкомитета:

**Алтунина Л.К.**

Томск, Россия

**Андреев К.П.**

Ухань, Китай

**Аннин Б.Д.**

Новосибирск, Россия

**Батаев А.А.**

Новосибирск, Россия

**Берто Ф.**

Трондхейм, Норвегия

**Валиев Р.З.**

Уфа, Россия

**Глезер А.М.**

Москва, Россия

**Головин С.В.**

Новосибирск, Россия

**Горячева И.Г.**

Москва, Россия

**Зуев Л.Б.**

Томск, Россия

**Карпинтери А.**

Турин, Италия

**Фомин В.М.**

Новосибирск, Россия

**Комлев В.С.**

Москва, Россия

**Конторович А.Э.**

Новосибирск, Россия

**Коротаев А.Д.**

Томск, Россия

**Кочарян Г.Г.**

Москва, Россия

**Кривцов А.М.**

Санкт-Петербург, Россия

**Лебедев М.П.**

Якутск, Россия

**Лотков А.И.**

Томск, Россия

**Ляхов Н.З.**

Новосибирск, Россия

**Макаров П.В.**

Томск, Россия

**Марущак П.О.**

Тернополь, Украина

**Мулюков Р.Р.**

Уфа, Россия

**Попов В.Л.**

Берлин, Германия

**Мышкин Н.К.**

Гомель, Беларусь

**Наймарк О.Б.**

Пермь, Россия

**Панин А.В.**

Томск, Россия

**Прентковскис О.**

Вильнюс, Литва

**Сундер Р.**

Бангалор, Индия

**Чен Ксижанг**

Веньжоу, Китай

**Церпес К.**

Патрас, Греция

**Чулков Е.В.**

Сан-Себастьян, Испания

**Шанявский А.А.**

Москва, Россия

**Шмаудер З.**

Штутгарт, Германия

## ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель: **Шилько Е.В.**, Томск, Россия

Члены комитета:

**Астафурова Е.Г.**

Томск, Россия

**Балохонов Р.Р.**

Томск, Россия

**Восмериков А.В.**

Томск, Россия

**Дмитриев А.И.**

Томск, Россия

**Еремеев С.В.**

Томск, Россия

**Князева А.Г.**

Томск, Россия

**Кудряшов С.В.**

Томск, Россия

**Кулькова С.Е.**

Томск, Россия

**Панин С.В.**

Томск, Россия

**Плехов О.А.**

Пермь, Россия

**Романова В.А.**

Томск, Россия

**Ружич В.В.**

Иркутск, Россия

**Сергеев В.П.**

Томск, Россия

**Скрипняк В.А.**

Томск, Россия

**Смирнов С.В.**

Екатеринбург, Россия

**Соколова М.Д.**

Якутск, Россия

**Тюменцев А.Н.**

Томск, Россия

**Шаркеев Ю.П.**

Томск, Россия

## ТЕХНИЧЕСКИЙ КОМИТЕТ

Председатель: **Батуев С.П.**, Томск, Россия

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

Члены комитета:

**Ахметшин Л.Р.** **Белослудцева А.А.**

**Биргкем А.А.**

**Бобенко Н.Г.**

**Власов И.В.**

**Дедова Е.С.** **Дьяченко Ф.А.**

**Зиминова В.А.**

**Надежкин М.В.** **Орлова Д.В.**

**Секция 1. Физическая мезомеханика  
структурно-неоднородных конденсированных сред.  
Механизмы нелинейного отклика на различных масштабах**

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРАТАЦИИ ПОРТЛАНДЦЕМЕНТА С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВОДЫ

Абзаев Ю.А., Коробков С.В., Старенченко В.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Бетонные изделия эксплуатируются в разнообразных внешних условиях: влажностная среда, градиенты температур, тепломассоперенос, особенности требований прочностных характеристик и т.д. В соответствии со служебными задачами, внешних условий эксплуатации для портландцементов на цементных заводах указываются паспортные характеристики и содержание исходных компонентов. Приведенных данных, однако, как правило, недостаточно для оценки количественного содержания основных фаз цементного камня, и, следовательно, интенсивности накопления служебных, прочностных характеристик за определенный период времени. Мольное содержание минералов может различаться в цементах, изготовленных на разных заводах. Может различаться также состав и содержание продуктов гидратации вследствие разной доли воды в замесе. Учет факторов, определяющих гидратацию цементов, представляет сложную проблему, решение которой экспериментальными методами затруднительно. Определенный интерес вызывает численное изучение содержания основных фаз цементного камня и других продуктов, формирования доли пористого пространства, содержания влаги в порах в процессе гидратации. В работе в качестве объекта исследования был выбран портландцемент Тимлюйского цементного завода. Было проведено термодинамическое моделирование гидратации портландцемента в программном комплексе GEMs [1] при комнатной температуре. В исходном состоянии присутствуют основные клинкерные минералы: силикаты кальция, алюминат и алюмоферрит. Для портландцемента известен минералогический состав:  $\text{SiO}_2$  (20.47 масс.%);  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (4.87 масс.%);  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (4.04 масс.%);  $\text{CaO}$  (63.47 масс.%);  $\text{MgO}$  (1.64 масс.%);  $\text{Na}_2\text{O}$  (0.239 масс.%);  $\text{K}_2\text{O}$  (0.461 масс.%);  $\text{SO}_3$  (2.67 масс.%). В программе GEMs рассматривается химическое взаимодействие клинкерных минералов с водой. Формирование фаз осуществляется термодинамическим моделированием гидролиза, гидратации продуктов твердой фазы, ионного состава водной среды, газов на основе детальных термодинамических данных SEMDATA 18 [1], как в условиях образования конечных продуктов, так в зависимости от времени (степени гидратации) в рамках модели Lothenbach [2]. В настоящей работе приведены результаты моделирования, относящиеся к конечному продукту. В качестве исходных данных моделирования использовался минералогический состав (в граммах) портландцемента. Дополнительно в модели учтен кислород  $\text{O}_2$  (0.1 гр), рассмотрено в модели разное содержание воды  $\text{H}_2\text{O}$ : 30; 40; 50 гр. соответственно. Расчеты проводились при температуре  $T=20^\circ\text{C}$ . На рис. 1 приведены результаты оценки содержания фаз в твердом, жидком и газообразном состояниях (в граммах) в гидратированном портландцементе (ГПЦ) с содержанием воды 30 (а); 40 (б); 50 (в) соответственно.

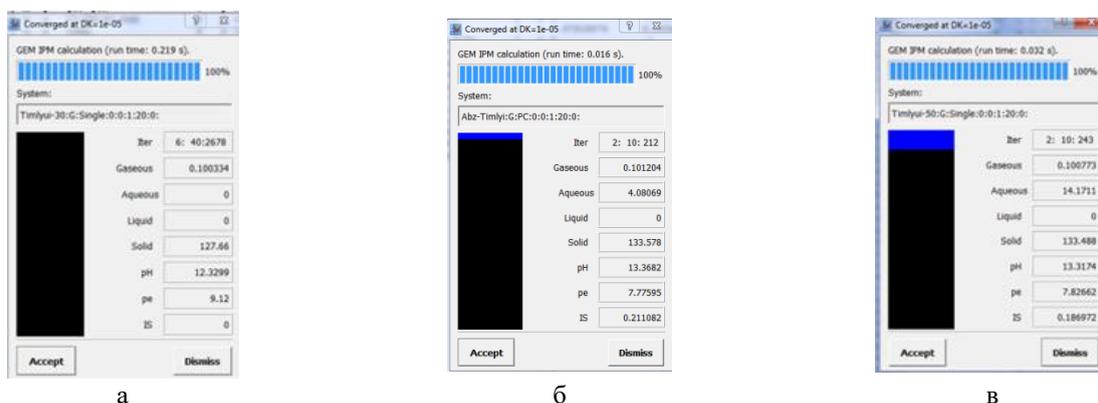


Рис. 1. Содержание газа, твердой фазы, свободной и связанной жидкости в гидратированном (конечном) состоянии: исходное содержание воды 30 (а); 40 (б) и 50 (в) миллилитров

Для удобства модели обозначены как ГПЦ-1, ГПЦ-2, и ГПЦ-3 соответственно. Из полученных результатов следует, что с увеличением исходного содержания влаги доля газов мало меняется. Обнаружено, что в моделях ГПЦ-2, ГПЦ-3 вода присутствует в пористом пространстве (Aqueous), а в модели ГПЦ-1, наоборот, отсутствует, что свидетельствует, что все молекулы воды внедрены в решетки твердых фаз, т.е. отсутствует связанная и свободная влага в гидратированном цементе (рис.1).

Таблица 1. Содержание продуктов гидратации твердой фазы в конечном состоянии

Фазы	Химическая формула	ГПЦ-1, Содержание фаз (мол.)	ГПЦ-2, Содержание фаз (мол.)	ГПЦ-3, Содержание фаз (мол.)
CSHQ-JenD	$(\text{CaO})_{1.5} (\text{SiO}_2)_{0.6667} (\text{H}_2\text{O})_{2.5}$	0.2811	0,3855	0,3882
CSHQ-JenH	$(\text{CaO})_{1.333} (\text{SiO}_2)_1 (\text{H}_2\text{O})_{2.1667}$	0.3903	0,2467	0,2492
CSHQ-TobD	$[(\text{CaO})_{1.25} (\text{SiO}_2)_1 (\text{H}_2\text{O})_{2.75}]_{0.6667}$	0.2085	0,2860	0,2880
CSHQ-TobD	$(\text{CaO})_{0.6667} (\text{SiO}_2)_1 (\text{H}_2\text{O})_{1.5}$	0.0182	0,0115	0,01163
KSIOH	$[(\text{KOH})_{2.5} \text{SiO}_2 \text{H}_2\text{O}]_{0.2}$	0.0562	0,0388	0,0339
NaSiOH	$[(\text{NaOH})_{2.5} \text{SiO}_2 \text{H}_2\text{O}]_{0.2}$	0.0458	0,0315	0,0292
Portlandite	$\text{Ca}(\text{OH})_2$	0.4315	0,4321	0,4310

В модели ГПЦ-3 вода в порах существенно превосходит содержание воды в модели ГПЦ-2, рис.1. Анализ продуктов гидратации твердой фазы показал, что ее накопление оказывается немонотонным. В самом деле, наибольшее содержание обнаружено в модели ГПЦ-2, рис.1. Использование воды 50 гр приводит к росту пористого пространства, но не приводит к увеличению содержания твердой фазы. Анализ фазового состава твердой фазы показал, что в фазе доминируют кальций силикат гидрат (CHS) и портландит. Причем в CHS присутствуют фазы как на дженитовой, так и тоберморитовой основах, которые характеризуются разным отношением (основностью) Ca/Si. Полученные результаты приведены в табл. 1. Из результатов следует, что увеличение содержание воды приводит к разнонаправленному накоплению отдельных фаз CHS. Обнаруживается рост количества фаз CSHQ-JenD, CSHQ-JenD с высокой основностью и снижение CSHQ-JenH, CSHQ-TobD.

Таким образом, исходный минералогический состав клинкерных минералов и их содержание в портландцементе играют важную роль в формировании продуктов гидратации. Изменяя содержание клинкеров, варьируя пропорцию составляющих компонентов в цементе (и другие факторы, в частности содержание воды), можно изготавливать связующие разного состава твердой фазы.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).*

1. GEM Software (GEMS) Open Database. URL: <http://gems.web.psi.ch/termsfuse.html>.
2. Lothenbach B., Winnerfeld F. Thermodynamic modelling of the hydration of Portland cement // Journal of Cement and Concrete Research. 2006. V. 36. No. 2. P. 209–226.

## **АНАЛОГИЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ НАЧАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ПРИРОДНЫХ И ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ**

Берман А.Ф., Николайчук О.А.

*Институт динамики систем и теории управления им. В.М. Матросова СО РАН,  
МНУВО РФ, Иркутск*

Наличие неконтролируемой деградации свойств материала технического объекта обусловлено отсутствием полной формализации деградационных процессов, таких как коррозионное растрескивание, коррозионная усталость, водородное охрупчивание, межкристаллитная коррозия, межкристаллитное растрескивание и других, протекающих в широком диапазоне факторов. Следовательно, существует проблема совершенствования методов обоснования свойств материала, а также выявления признаков и динамики изменения свойств объектов, разрушение которых может привести к аварии.

Возможным подходом для решения проблемы является использование принципа синергетики о «чувствительности начальных условий», который отражает одну из причин формирования физических, химических, биологических, социальных и других процессов, явлений, событий и состояний, приводящих либо к развитию свойств систем, либо к их деградации.

В Теории динамического хаоса, являющейся одной из парадигм синергетики [1–3], утверждается, что даже незначительные различия в начальных условиях существования объекта, со временем приводят к значительным расхождениям в параметрах его состояния. В Теории самоорганизованной критичности [4, 5], являющейся другой парадигмой синергетики, полагается, что причиной катастрофического изменения состояния объекта могут быть даже незначительные внешние воздействия, когда объект находится в неустойчивом состоянии.

Под чувствительными начальными условиями (далее, чувствительность) на данном этапе исследования мы понимаем определенные и неопределенные свойства материала объекта и воздействующие факторы (далее, факторы) даже незначительное изменение которых может обусловить существенное изменение свойств материала, параметров конструктивной прочности, несущей способности и ресурса.

За определенные начальные условия принимаем факторы и соответствующие им проектные свойства материала, изложенные в технических требованиях.

Неопределенные начальные условия и факторы, которые могут проявить чувствительность, обусловлены несовершенствами и нарушениями методов и средств создания и применения технических объектов. Несοвершенства методов и средств обусловливают наличие не выявленных и не учитываемых колебаний и сочетаний свойств и воздействующих факторов, что влечет неопределенность информации (знаний) о динамике процесса деградации.

В материалах технических объектов, как и природных, протекают многофакторные и многостадийные механо-физико-химические процессы, обусловленные комплексным воздействием факторов, иерархией структуры материала, а также концентрацией напряжений, масштабным фактором, технологической наследственностью и др.

Сопоставление состояний объектов в понятиях синергетики позволяет заключить о наличии признаков подобия в последовательности и причинах возникновения катастрофических событий природных и технических объектов. Это допускает рассмотрение этих состояний как аналогичных в отношении к чувствительности. В частности, новая структура всегда является результатом раскрытия неустойчивости из-за флуктуаций. Флуктуации, реализуемые в системе, могут привести к различным вариантам ее дальнейшего существования. Полагаем, что самоорганизация обусловливает формирование и реализацию вариантов в точке бифуркации. Это точка ветвления вариантов изменения состояния, точка, в которой могут возникнуть новые свойства природного или технического объекта или

произойти катастрофическое событие, например разрушение объекта (рис. 1).

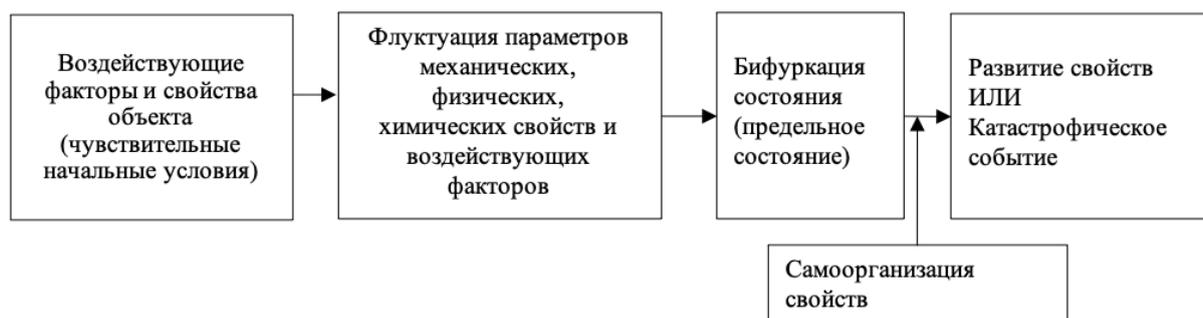


Рис. 1. Процесс формирования свойств и событий объекта

Сопоставляя исходное состояние, флуктуации, бифуркации и катастрофические события природных объектов с подобными состояниями и параметрами технических объектов, приходим к выводам:

- ✓ исходные свойства и воздействующие факторы природных объектов подобны техническим объектам на некотором промежутке времени;
- ✓ состояние допустимых или недопустимых флуктуаций свойств и воздействующих факторов природного объекта, подобны нечувствительным или чувствительным флуктуациям технического объекта, соответственно;
- ✓ состояние бифуркации природного объекта и предельное состояние технического объекта подобны, если флуктуации приобретают недопустимые значения и возникает неопределенность свойств и факторов, обуславливающая неустойчивость состояния.

Анализ процессов изменения свойств и состояний природных объектов, рассматриваемых в синергетике, позволяет заключить о наличии признаков подобия и сформулировать задачи, решение которых может послужить основой для разработки метода и моделей обоснования адекватных свойств материала:

- выявить иерархию причин разрушения материала и признаки их существования, обеспечивающие научно-техническую основу для совершенствования методов обоснования свойств материала;
- обосновать метод исследования и обеспечения свойств материала, базирующийся на принципе чувствительности начальных условий;
- сформулировать концепцию моделирования, обосновать содержательную структуру моделей и алгоритм для выявления и оценки чувствительности начальных условий.

В результате, может быть обеспечен высокий уровень согласования знаний (синтез знаний) различных научных дисциплин и выполнения междисциплинарных исследований для обоснования и обеспечения свойств материала, в том числе в автоматизированном/автоматическом режимах [6] и с учетом принципа самоорганизации [7].

1. Пригожин И., Стенгерс И. Порядок из хаоса: Новый диалог человека с природой. Пер. с англ. Изд.6-е. М.: Изд. ЛКИ. – 2008. – 296 с.
2. Малинецкий Г.Г. Математические основы синергетики: Хаос. Структуры. Вычислительный эксперимент. 8-е изд. М.: УРСС. – 2017. – 312 с.
3. Глик Д. Хаос. Создание новой науки / Джеймс Глик; пер. с англ. М. Нахмансона и Е. Барашковой. Москва: Издательство АСТ: CORPUS. – 2021. – 416 с.
4. Бак П. Как работает природа: Теория самоорганизованной критичности. Пер. с англ. М.: УРСС: Книжный дом Либроком. – 2014. – 276 с.
5. Малинецкий Г.Г., Потапов А.Б., Подлазов А.В. Нелинейная динамика: подходы, результаты, надежды. М.: УРСС. – 2016. – 280 с.
6. Nikolaychuk O.A., Pavlov A.I., Stolbov A.B. The Identification of Unique Mechanical Systems State Based on Agent-Based Simulation Modelling // IOP Publishing. Journal of Physics: Conference Series. 2021. P. 012001. DOI: 10.1088/1742-6596/1801/1/012001
7. Берман А.Ф. Искусственная самоорганизация и эвристический подход для обоснования свойств надежности, живучести и безопасности сложных технических систем // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2020. № 4. С. 5–21.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

<sup>1,2</sup>Борисова Ю.И., <sup>1,2</sup>Борисов С.И., <sup>1,2</sup>Ткачев Е.С., <sup>1</sup>Пыдрин А.В.,  
<sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

В последнее время возрастает потребность в качественной почвообработке и повышении ресурса сельскохозяйственной техники. В связи с этим актуальной становится разработка новых экономнолегированных сталей с повышенным ресурсом. Перспективным направлением модернизации сталей в этой области является разработка новых химических составов сталей, относящихся к третьему поколению AHSS-сталей, которые при использовании оптимальных режимов термической обработки будут обладать улучшенным комплексом механических свойств.

В представленной работе, с помощью программы Thermo-Calc был проведен термодинамический расчет нескольких низколегированных сталей с содержанием углерода от 0,22 до 0,32 масс.% и различными схемами легирования: Fe-0,22C-1,5Si-0,4Cr-1,2Mn, Fe-0,22C-1,5Si-0,5Cr-1,2Mn-0,2Mo-0,03Ti-0,002V, Fe-0,32C-1,7Si-0,6Cr-1,2Mn. При расчете использовалась термодинамическая база TCFE7. Для анализа в качестве термодинамически равновесных фаз были выбраны следующие фазы: аустенит ( $\gamma$ -Fe), феррит ( $\alpha$ -Fe), цементит ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), и карбиды ( $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_3\text{C}_2$ ,  $(\text{Cr,Nb})\text{C}$ ). Указанные фазы (кроме  $\gamma$ -Fe и  $\alpha$ -Fe) встречаются в сталях в виде дисперсных частиц.

Для анализа влияния режимов термической обработки на фазовый состав сталей с различным химическим составом был проведен расчет равновесного фазового состава в широком интервале температур (см. рис. 1). Расчеты позволяют выявить влияние основных легирующих элементов на термодинамически равновесный фазовый состав сталей при различных температурах.

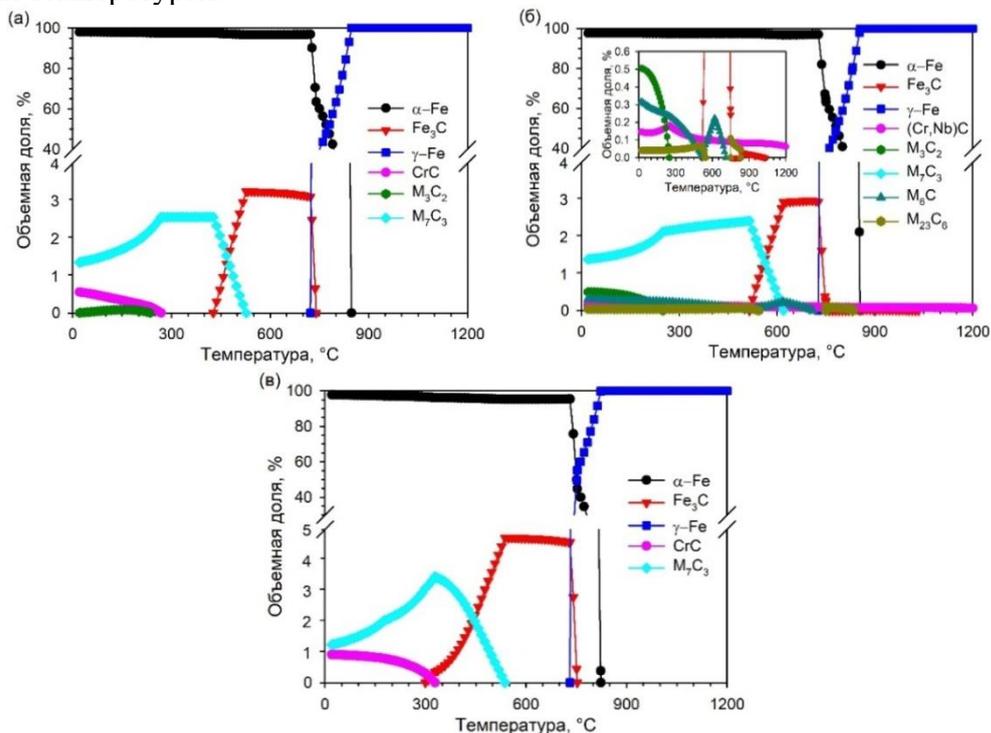


Рис. 1. Температурные зависимости равновесного фазового состав сталей: Fe-0,22C-1,5Si-0,4Cr-1,2Mn (а), Fe-0,22C-1,5Si-0,5Cr-1,2Mn-0,2Mo-0,03Ti-0,002V (б), Fe-0,32C-1,7Si-0,6Cr-1,2Mn (в)

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

## КЛАСТЕРНЫЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, РЕГИСТРИРУЕМЫХ ПРИ ИЗГИБНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ СТЕКЛОПЛАСТИКА

Брянский А.А., Башков О.В.

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

Стеклопластики нашли широкое применение для изготовления корпусных конструкций благодаря высокой удельной прочности, стойкости ко многим агрессивным средам, технологичности, удовлетворительной стоимости и доступности. В ходе эксплуатации корпусные изделия подвергаются различным типам статических деформаций.

Существенным недостатком ПКМ при их эксплуатации является образование необратимых структурных повреждений, оказывающих влияние на механические и эксплуатационные свойства. Выявление образующихся повреждений возможно с использованием неразрушающих методов контроля, таких как акустическая эмиссия (АЭ). Традиционным анализом образованных повреждений в материалах является метод оптической микроскопии.

Объектом исследования выступили образцы стеклопластика, полученные методом вакуумной инфузии из связующего DION 9300 FR и 46 слоев стеклоткани Т-11-ГВС-9. Механические испытания проводились трехточечным статическим изгибом со скоростью нагружения в 10 раз меньше рассчитываемой по государственному стандарту (ГОСТ Р 56810-2015). Микроскопические исследования проводились на растровом электронном микроскопе Hitachi S-3400N. Сигналы АЭ регистрировались с помощью программно-аппаратного комплекса АЕ 2.1 Pro с использованием широкополосного датчика Globaltest GT301. Обработка данных АЭ проводилась в ПО Matlab согласно схеме, представленной на рис. 1.

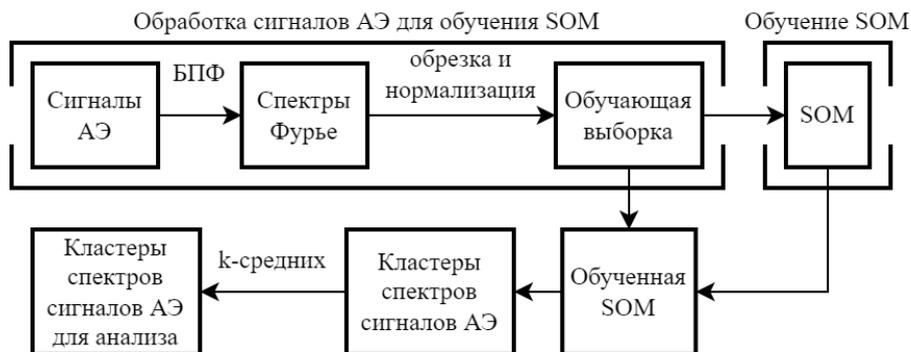


Рис. 1. Схема методики обработки зарегистрированных сигналов АЭ

В результате микроскопических исследований сечений разрушенного образца были получены снимки, представленные на рис. 2.

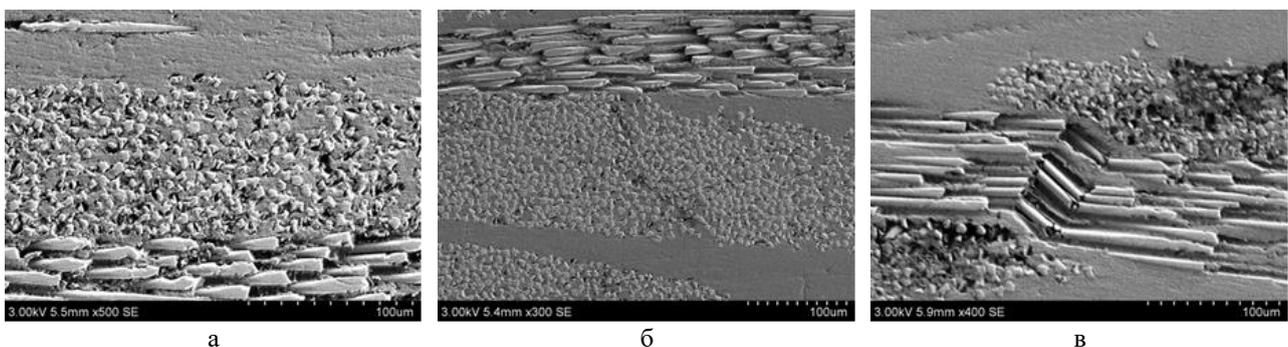


Рис. 2. Повреждения, обнаруженные в испытанном образце:  
отклеивания волокон основы ткани в результате сжимающих деформаций (а);  
отклеивание волокон основы ткани в результате растягивающих деформаций (б);  
образование «кинка» в результате продольного сжатия (в)

В результате применения методики, представленной схематически на рисунке 1, были получены 8 кластеров. Характеристика кластеров, проводилась по значениям пиковых частот спектров на соответствие какому-либо типу повреждения. Диаграммы накопления кластеров приведены на рис. 3.

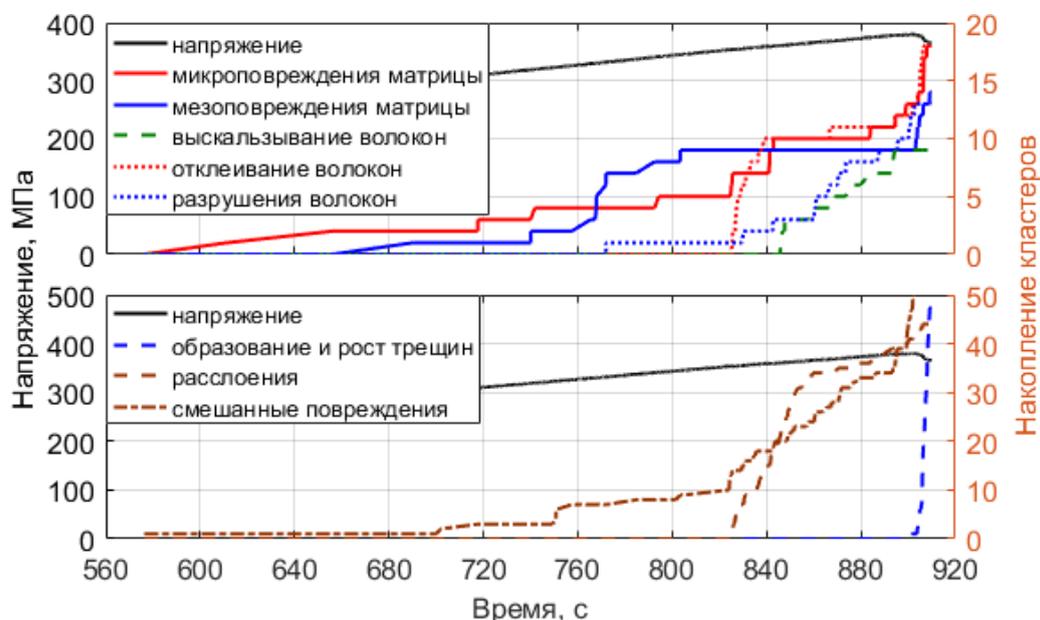


Рис. 3. Диаграмма накопления кластеров типовых повреждений в ходе нагружения одного из образцов

При анализе диаграммы накопления кластеров была получена следующая характеристика процесса разрушения ПКМ:

1) 720 - 760 с – зарегистрировано незначительное накопление микроповреждений матрицы и повреждений по типу образования расслоений. Учитывая результаты микроскопического исследования структурных повреждений, можно связать регистрируемые повреждения с повреждениями матрицами, приводящими к нарушению адгезии волокон к матрице.

2) 760 - 820 с – начинается накопление повреждений матрицы мезомасштаба. Регистрируется рост повреждений матрицы, связанный с увеличением сжимающих нагрузок в верхних слоях образца.

3) 820 - 840 с – накопление повреждений смешанной природы и отклеивания волокон. В данный период происходит снижение функции эффективного распределения поля внутренних напряжений и начинается активное разрушение волокон.

4) 840 - 900 с – активное выскальзывание, отклеивание и разрушение волокон в объёме материала. На данной стадии существенные повреждения происходят в нижних слоях образца, испытывающих максимальные растягивающие напряжения.

5) после 900 с до разрушения образца – регистрация крупных повреждений матрицы, образование и рост трещин, разрушение образца.

*Работа выполнена при поддержке гранта государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации (проект НШ-452.2022.4).*

1. Башков О.В., Проценко А.Е., Брянский А.А., Ромашко Р.В. Диагностика полимерных композитных материалов и анализ технологий их изготовления с использованием метода акустической эмиссии // Механика композитных материалов. 2017. Т. 53, № 4. С. 765–774.

2. Gutkin R., Green C.J., Vangrattanachai S., Pinho S.T., Robinson P., Curtis P.T. On acoustic emission for failure investigation in CFRP: Pattern recognition and peak frequency analyses // Mechanical systems and signal processing. 2011. Vol. 25. № 4. P. 1393–1407.

**ПРИМЕНЕНИЕ ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА СЛОЖНОГО СОСТАВА  
ДЛЯ ОГРАНИЧЕНИЯ ДИФФУЗИИ В РАЗНОРОДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ  
СОЕДИНЕНИЯХ МАТЕРИАЛОВ АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Витошкин И.Е., Маликов А.Г., Филиппов А.А.

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

Использование в конструкции разнородных материалов позволяет сочетать преимущества этих материалов и свести к минимуму их недостатки. Титановые и алюминиевые сплавы находят применение в авиационных конструкциях благодаря их низкой плотности, при этом титановые сплавы обладают более высокими механическими характеристиками, а алюминиевые сплавы – более низкой плотностью. Чтобы применить эти материалы в одной конструкции, необходимы технологии их соединения. В настоящее время найдены способы получать такие соединения с удовлетворительными механическими свойствами посредством высокопроизводительной технологии лазерной сварки [1, 2], однако термически упрочняемые алюминиевые сплавы, существенно превосходящие по механическим характеристикам деформируемые, требуют термической обработки после сварки. Такая обработка приводит к росту интерметаллидных соединений, что провоцирует охрупчивание материала и рост трещин [3].

В данной работе предлагается использовать промежуточный слой между свариваемыми материалами, который бы смог замедлить диффузию во время термической обработки, тем самым позволяя получать более прочные сварные соединения между титановыми и алюминиевыми сплавами. Для этого были получены композитные вставки со стехиометрическим соотношением  $Al:Cu:Ti$  5:1:2. Предполагается, что лазерная сварка с такой вставкой позволит получить более пластичное [4] интерметаллидное соединение  $Al_5CuTi_2$ , взамен  $Al_3Ti$ , которое обычно образуется в результате контакта расплавленного алюминия с твёрдым титаном. Ожидается, что более близкий к алюминиевому сплаву химический состав (по сравнению с титановым сплавом) замедлит диффузионные процессы достаточно, чтобы можно было провести термическую обработку, избежав существенного роста интерметаллидных соединений.

Вставки изготавливались методом искрового плазменного спекания в Институте гидродинамики СО РАН на установке SINTER LAND INC из порошков чистых титана, алюминия и меди. Сварка производилась в Институте теоретической и прикладной механики (ИТПМ) СО РАН на волоконном лазере производства IPG, оснащённом роботизированным манипулятором. Микроструктуру исследовали при помощи растрового электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15 в ИТПМ СО РАН.

При оптимизации параметров сварки было замечено, что вставка сильно усаживается, что могло быть вызвано как остаточной пористостью вставок, так и существенными изменениями в удельном объёме в результате формирования интерметаллидных соединений из элементарных компонентов. В качестве оптимального режима были выбраны параметры: мощность излучения 1600 Вт, скорость сварки 16 мм/с, вертикальное смещение фокуса от поверхности -3 мм.

Структурные исследования показали, что в результате замешивания материалов свариваемых пластин в промежуточном слое наблюдается избыток титана и недостаток меди. На границе с материалом вставки с обеих сторон формируются промежуточные слои. В зоне плавления алюминия можно наблюдать иглообразные кристаллы, содержащие титан, что свидетельствует о замешивании материала вставки в эту зону.

По результатам первых шагов в данной работе можно заключить, что необходимо оптимизировать геометрию и химический состав вставки. Замешивание материала вставки в зону плавления алюминия приводит к формированию хрупких соединений в этой области, из-за чего также необходимо оптимизировать параметры сварки.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2021-2023 г.г. (код проекта 121030900259-0).*

1. Lei Z., Li P., Zhang X., Wu S. et. al. Microstructure and mechanical properties of welding–brazing of Ti/Al butt joints with laser melting deposition layer additive // *J. Manuf. Process.* Elsevier Ltd. 2019. № 38. P. 411–421.
2. Tomashchuk I., Sallamand P., Méasson A., Cicala E. et. al. Aluminum to titanium laser welding-brazing in V-shaped groove // *J. Mater. Process. Technol.* Elsevier. 2017. № 245. P. 24–36.
3. Leo P., D'Ostuni S., Casalino G. Low temperature heat treatments of AA5754-Ti6Al4V dissimilar laser welds: Microstructure evolution and mechanical properties // *Opt. Laser Technol.* 2018. № 100. P. 109–118.
4. Lasurenko D.V., Bataev I.A., Mali V.I., Jorge A.M. et. al. Synthesis of metal-intermetallic laminate (MIL) composites with modified Al<sub>3</sub>Ti structure and in situ synchrotron X-ray diffraction analysis of sintering process // *Mater. Des.* Elsevier Ltd. 2018. № 151. P. 8–16.

**ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ SIALON,  
ПОЛУЧЕННОГО С ПОМОЩЬЮ ЭНЕРГИИ НИЗКОТЕМПЕРАТНОЙ ПЛАЗМЫ**

Власов В.А., Клопотов А.А., Безухов К.А., Волокитин Г.Г., Саркисов Ю.С., Какушкин Ю.А.  
*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

SIALON относятся к классу материалов на основе соединений  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{AlN}$ . Материалы этого класса характеризуются высокотемпературной прочностью и стойкостью к окислению [1].  $\beta$ -SIALON представляют собой твердые растворы оксида алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) в нитриде кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ). Для керамики со структурой  $\beta$ -SIALON характерна широкая область гомогенности. В  $\beta$ -SIALON с общей формулой  $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_z\text{N}_{8-z}$ , ( $z$ -находится в пределах  $1 \div 4.2$ ) физико-механические свойства зависят от значений параметра  $z$  [3]. Кроме того, физико-механические свойства  $\beta$ -SIALON зависят от морфологии частиц, которые образуются в результате различных методов их получения. Известно порядка 10-ти методов получения сиаоновой керамики: реакционным спеканием из нитридов и оксидов кремния и алюминия; на основе металлотермических процессов; при помощи карботермического процесса; самораспространяющимся высокотемпературным процессом и др. Анализ литературных данных показал, что практически нет работ по плазмохимическому синтезу  $\beta$ -SIALON при помощи энергии низкотемпературной плазмы.

Целью настоящей работы является изучение микроструктуры  $\beta$ -SIALON, полученного при плазмохимическом синтезе в результате применения энергии низкотемпературной плазмы.

В качестве исходных компонентов использовали порошки нитридов кремния ( $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) нитридов алюминия ( $\text{AlN}$ ) и раствора мочевины ( $\text{H}_4\text{N}_2\text{CO}$ ). В качестве связующего компонента использовали жидкое стекло ( $\text{Na}_2\text{SiO}_3$ ). Подробное описание технологического процесса приготовления образцов для плазмохимического синтеза описано в работе [2]. В результате для плазмохимического синтеза были получены образцы в форме параллелепипедов с размерами  $45 \times 45 \times 15$  мм. Плазмохимический синтез, в приготовленных таким образом образцах, проводили в установке с плазменным генератором ВПР-410 НПП с использованием в качестве плазмообразующего газа азот [2].

Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометрах ДРОН-3 и SHIMAD ZUXRD-7000S с использованием  $\text{CoK}\alpha$  и  $\text{CuK}\alpha$  излучений с последующим анализом дифрактограмм при помощи программного комплекса Match Crystal Impact.

Электронно-микроскопические исследования проводили методом сканирующей электронной микроскопии на электронном микроскопе QUANTA 200 3D.

Результат рентгеноструктурного анализа показал наличие фазы  $\beta$ - $\text{Si}_{6-z}\text{Al}_z\text{O}_z\text{N}_{8-z}$  с  $z=1$  ( $\text{AlN}_7\text{OSi}_5$ ) с пространственной группой  $P6_3$ . Также на дифрактограмме обнаружены рентгеновские рефлексы от фаз исходных компонентов, участвующих в плазмохимическом синтезе. На дифрактограммах кроме кристаллических фаз было зафиксирован диффузный широкий максимум в области малых углов, относящийся к рентгеноаморфной фазе.

На приведенной оптической микрофотографии скола образца, поверхность которого была облучена потоком плазмы, хорошо видно три области (рис. 1, а). Первая область – серо-светлого цвета с желтоватым оттенком, относится к объему образца, который не взаимодействовал с плазменным потоком и был кратковременно нагрет до температур не превышающих  $1000$  °С. Вторая область относится к переходной области между первой и третьей областями. В этой области в образце проходил фронт плазмохимического синтеза образца при взаимодействии плазменного потока с верхней частью образца. Третья область – серого цвета относится к объему материала, который непосредственно взаимодействовал с плазменным потоком.

На электронно-микроскопических снимках видно, что в той части образца, которая не взаимодействовала непосредственно с плазменным потоком, наблюдаем спеченный материал, состоящий из разных по морфологии и размерам частиц. На границе фронта

плазмохимического синтеза на электронно-микроскопических снимках видна волокнистая структура, состоящая из нитевидных кристаллов. Область материала, которая непосредственно взаимодействовала с плазменным потоком, характеризуется блочной пористой структурой.

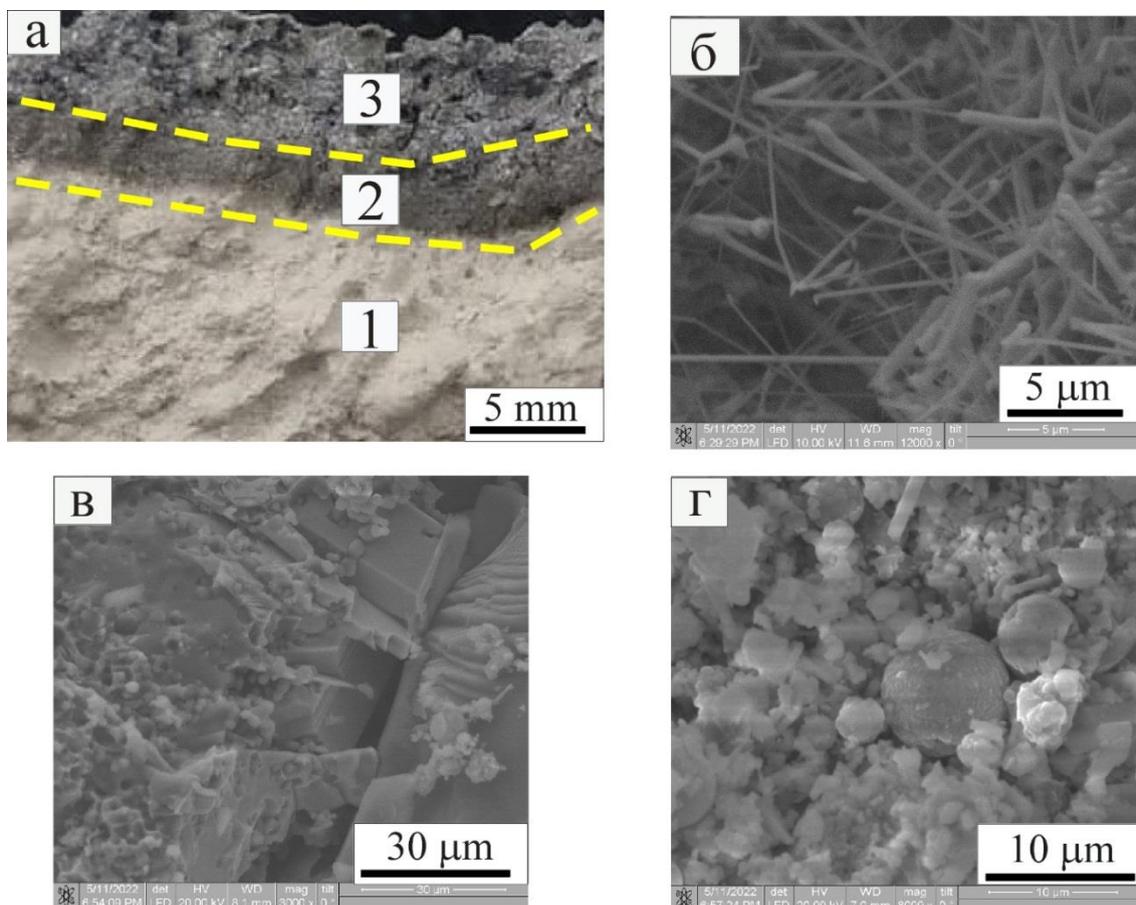


Рис. 1. Оптическая микрофотография скола образца с границей фронта плазмохимического синтеза после взаимодействия материала с потоком низкотемпературной плазмы (а). Микрофотографии СЭМ с разных участков образца: область 2 (б); область 3 (в); область 1 (г)

Таким образом, на основе электронно-микроскопических исследований установлено, что на границе фронта плазмохимического синтеза образуется волокнистая структура, состоящая из нитевидных кристаллов.

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).*

1. Косолаповой Т.Я. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений: справочник. М. Металлургия. – 1986. – 928с.
2. Власов В.А., Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г. Плазменные технологии создания и обработки строительных материалов. Томск: НТЛ. – 2018. – 512 с.
3. Власов В.А., Клопотов А.А., Безухов К.А. и др. Разработка керамического материала на основе SiAlON с помощью энергии низкотемпературной плазмы // Тезисы докладов Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», Изд.-во ТГУ, Томск 2021. С. 135–136.
4. Lewis M.H., Bhatti A.R., Lumby R.J. North B.J. The microstructure of sintered Si-Al-ON ceramics // Mater Sci. 1980. V.15. P. 103–113.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ Cr-Mn-N СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Власов И.В., Гоморова Ю.Ф., Дерюгин Е.Е., Наркевич Н.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В производстве конструкций морских платформ, подвергающихся значительным ветровым и волновым нагрузкам при низких климатических температурах, могут использоваться коррозионностойкие высокопрочные аустенитные Cr-Mn-N стали, стоимость которых существенно ниже Cr-Ni и Cr-Ni-Mo сталей [1]. Высокоазотистые стали имеют более высокую прочность в сравнении с хромоникелевыми. В них при содержании азота более 0,5 %  $\alpha$ -мартенсит охлаждения с ОЦК решеткой не образуется. При деформировании в низкотемпературной области и криогенных температурах отмечено  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  [2, 3] и  $\gamma \rightarrow \alpha'$  [2–4] превращения, а по данным [5] при суммарном содержании азота и углерода, равном 0,5% мартенситные фазы отсутствуют и при холодном деформировании. Тем не менее, смена механизма разрушения с вязкого на хрупкий, при понижении температуры испытаний наблюдалась всеми авторами [2, 4, 5], как при растяжении, так и при ударном изгибе.

Анализ механизмов разрушения и механических свойств высокоазотистой стали, испытанной на растяжение, а также при ударном изгибе является предметом исследования в настоящей работе. Химический состав исследованной стали показан в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованной стали

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
вес, %	16,50	18,81	0,52	0,24	0,07	0,53	0,01	0,001	Ост.

После закалки от 1100°C в воде сталь имела однофазную аустенитную структуру со средним размером зерен 40 мкм. Образцы для определения ударной вязкости вырезали электроискровым способом толщиной 10 мм, шириной 5 мм и длиной 55 мм с V-образным надрезом и испытывали на автоматизированном копре INSTRON 450MPX согласно стандарту ASTM E 23:2007 в диапазоне температур от -196°C до 20°C со скоростью 59,4 м/с. Параллельно проводили испытания на растяжение плоских образцов сечением 1×2,5 мм и рабочей длиной 15 мм на испытательной машине INSTRON 5582 со скоростью  $1,33 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

Анализ диаграмм ударного нагружения (рис. 1) показывает, что при снижении температуры: (1) увеличивается нагрузка  $F_{gy}$ , завершающая стадию упругой деформации (стадия I), (2) уменьшается работа пластической деформации (стадия II), уменьшается работа распространения трещины (стадия III), (3) увеличивается наклон ниспадающей ветви диаграмм ударного нагружения, свидетельствующий об увеличении скорости распространения магистральной трещины.

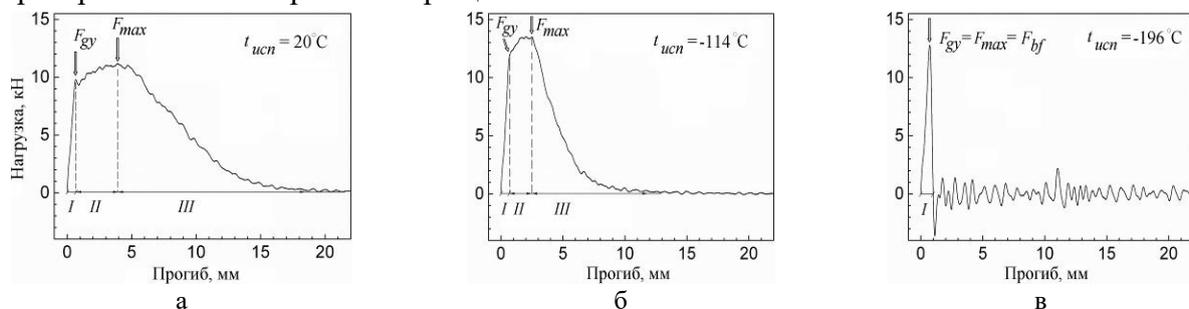


Рис. 1. Диаграммы ударного нагружения Cr-Mn-N стали, испытанной при 20°C (а), -114 °C (б) и -196 °C (в)

Диаграмма образцов, разрушенных при -196°C, отличается тем, что разрушение происходит сразу после стадии упругого прогиба, что свидетельствует об отсутствии значимой пластической деформации, то есть хрупко. Ударная вязкость  $KCV^{-196^\circ\text{C}}$  ниже  $KCV^{-114^\circ\text{C}}$  более, чем в 9 раз (15 и 140 Дж/см<sup>2</sup> соответственно).

На диаграммах  $\sigma - \varepsilon$  (рис. 2) видно, что сталь при всех температурах испытаний на растяжение имеет протяженную стадию пластической деформации. Ранее в работе [2] было показано, что определенный вклад в немонотонный характер изменения относительного удлинения с максимумом в температурном интервале от  $-30^{\circ}\text{C}$  до  $0^{\circ}\text{C}$  вносит мартенситное  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  превращение. Благодаря образованию фазы с ГПУ решеткой пластичность в этом интервале температур становится выше, чем при комнатной температуре [2].

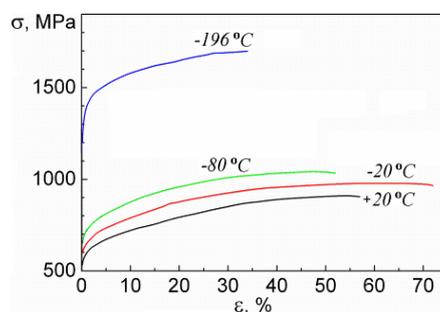


Рис. 2. Диаграммы пластического течения Cr-Mn-N стали, испытанной на растяжение при разных температурах

Несмотря на высокий уровень пластичности стали, испытанной при  $-196^{\circ}\text{C}$ , в среднем 30 %, характер ее разрушения хрупкий, транскристаллитный, излом имеет слоистое строение (рис. 3а). Излом после ударного нагружения при той же температуре тоже хрупкий, однако отличается наличием порядка 10% вязкой составляющей в виде ямок и отсутствием слоистости (рис. 3б). Наблюдаются преимущественно сглаженные поверхности скола.

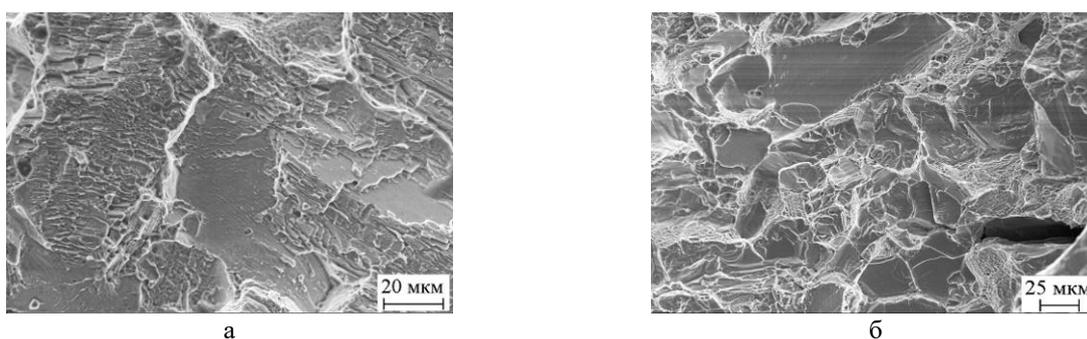


Рис. 3. Фрактограммы Cr-Mn-N стали, разрушенной при  $-196^{\circ}\text{C}$  в ходе испытаний на растяжение (а) и ударный изгиб (б)

Представленные результаты свидетельствуют о сильной зависимости пластичности и вязкости разрушения, а также характера разрушения от вида испытаний и скорости нагружения. Эта зависимость, вероятно, обусловлена структурно-фазовыми превращениями, происходящими в исследуемой стали в процессе деформирования при низких температурах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-29-00438).*

1. Layus P., Kah P., Martikainen J., Pirinen M., Khlushova E., Ilyin A. European and Russian metals for arctic offshore structures // Proceedings of the twenty-third international offshore and polar engineering anchorage, Alaska, USA, June 30–July 5, 2013.
2. Narkevich N., Deryugin Ye., Mironov Yu. Effect of the  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  phase transition on transformation-induced plasticity (TRIP) of nickel-free high nitrogen steel at low temperatures // Metals. 2021. V.11. № 5. 710. DOI: 10.3390/met11050710.
3. Narkevich N.A., Surikova N.S. Deformation behavior and structure evolution of stainless Cr-Mn-N steel during low temperature tension // Phys. Met. Metallogr. 2020. V.121. P. 1175–1181. DOI: 10.1134/S0031918X2012008X.
4. Xu M., Wang J., Liu C. Low temperature deformation behavior of high-nitrogen nickel-free austenitic stainless steels // Acta Metall. Sin. 2011. V. 47. № 10. P. 1335–1341. DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00141.
5. Milititsky M., Matlock D.K., Regully A., Dewispelaere N., Penning J., Hanninen H. Impact toughness properties of nickel-free austenitic stainless steels // Mater. Sci. Eng.: A. 2008. V. 496. №1-2. P. 189–199. DOI:10.1016/j.msea.2008.05.022.

## ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ КЕРАМИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<sup>1,2</sup>Гатиятуллина Д.Д., <sup>1,2</sup>Землянов А.В., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

Проведено численное исследование влияния объемной доли упрочняющих керамических частиц на деформацию и разрушение металлокерамического композиционного покрытия «алюминий-карбид бора» на мезоскопическом масштабном уровне при охлаждении и последующем механическом нагружении. Неоднородная структура композитов учитывается в расчетах в явном виде. Использовались изотропные модели упругопластической алюминиевой матрицы и упруго-хрупких керамических частиц. Для исследования процессов зарождения и распространения трещин в керамических частицах, выбран критерий разрушения типа Губера, учитывающий вид локального напряженного состояния в материале. При моделировании остаточных напряжений решались соотношения Дюамеля-Неймана. Динамические краевые задачи решаются методом конечных элементов в программном пакете ABAQUS/Explicit. Для учета криволинейной формы керамических частиц в численных расчетах было рассмотрено экспериментальное изображение композиционного покрытия. Подготовлены две дополнительные структуры с различным содержанием керамических частиц. Остаточные напряжения возникают в металлокерамических композитах и покрытиях при охлаждении после спекания за счет разницы коэффициентов термического расширения. Выявлены особенности формирования и эволюции остаточных напряжений в областях объемного растяжения в металлической матрице и керамических частицах. Проведены расчеты растяжения и сжатия структур с различной объемной долей керамических частиц. Установлено, что при растяжении композита остаточные сжимающие напряжения в частицах, возникающие после охлаждения, играют положительную роль, поскольку замедляют появление первых трещин. Результаты моделирования сопоставлены с результатами, которые получены при расчете механического нагружения без учета остаточных напряжений [1].

Механические свойства алюминиевой матрицы и карбида бора и экспериментальные константы, используемые в расчетах, представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства материалов

Материал	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	K, ГПа	$\mu$ , ГПа	$\sigma_s$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\varepsilon_r^p$ , %	$C_{ten}$ , МПа	$C_{com}$ , ГПа	$\alpha$ , 10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup>
Al6061T6	2.7	66	26	332	234	9.5	-	-	22
B <sub>4</sub> C	2.6	235	197	-	-	-	500	5	4.5

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (Проект № 18-19-00273, <https://rscf.ru/project/18-19-00273/>).*

1. Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schmauder S., Emelianova E.S. A numerical study of plastic strain localization and fracture across multiple spatial scales in materials with metal-matrix composite coatings // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2019. Vol. 101. P. 342–355.

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИАГРАММУ НАГРУЖЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ 60X24AG16

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

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В системах производства и хранения сжиженного природного газа применяются стали в литом состоянии. Перспективными для этого являются литые аустенитные высокоазотистые стали. Присутствие в их составе углерода упрощает выплавку, поскольку исключает необходимость применения высокочистых безуглеродистых компонентов шихты. В связи с этим возрос интерес к исследованию механических характеристик и особенностей деформации и разрушения коррозионностойких высокопрочных безникелевых аустенитных Cr-Mn-C-N сталей в литом состоянии. Их стоимость существенно ниже, а прочность выше хромоникелевых сталей.

Важнейшей особенностью Cr-Mn-C-N сталей является дисперсионное твердение при медленном охлаждении или изотермической выдержке в интервале температур 400-950°C с образованием частиц Cr<sub>2</sub>N [1]. Известно, что частицы Cr<sub>2</sub>N имеют ГПУ решетку и обладают высокой твердостью: по разным данным от 15.7 [2] до 29.5 ГПа [3], однако их образование не приводит к существенному повышению у сталей прочностных свойств [1]. Малоизученными являются деформационное поведение и особенности разрушения Cr-Mn-C-N сталей в литом состоянии, содержащих как нитриды Cr<sub>2</sub>N, так и карбиды хрома.

В данной работе проводится исследование влияния скорости деформации на диаграмму нагружения высокоазотистой углеродсодержащей стали 60X24AG16 при комнатной температуре, как часть запланированных исследований в рамках проекта РФФ № 22-29-00438.

Сталь 60X24AG16 содержит 24.4Cr, 16.4 Mn, 0.18Ni, 1.1Si, 0.57C, 0.70N вес.%, ост. Fe. Структура отливок является дендритной с включениями нитридов и карбидов хрома.

Как правило, в опытах на трехточечный изгиб балку кладут гранью на две опоры и прикладывают силу в центре (рис. 1а) [4, 5]. В данной работе образцы сечением 4x4 мм и длиной 50 мм с неглубоким надрезом (глубина 0.5 мм) располагали не плоскостью, а ребром на опоры (рис. 1б). Предполагали, что такое расположение способствует продлению стадий пластической деформации и стабильного распространения трещины. Расстояние между опорами составляет  $L = 47$  мм.

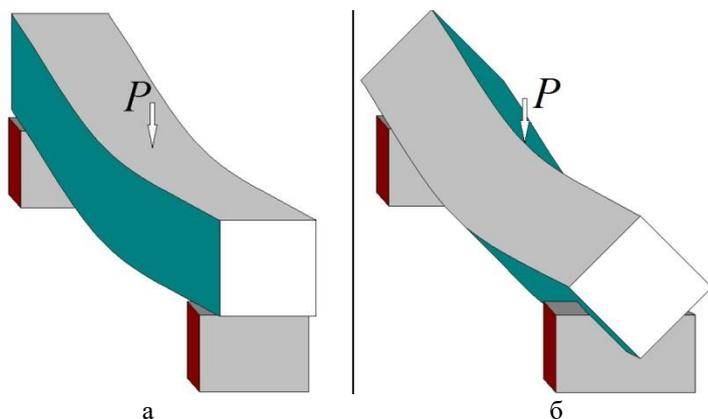


Рис. 1. Балки в опытах на трехточечный изгиб, положенные на плоскость (а) и на ребро (б)

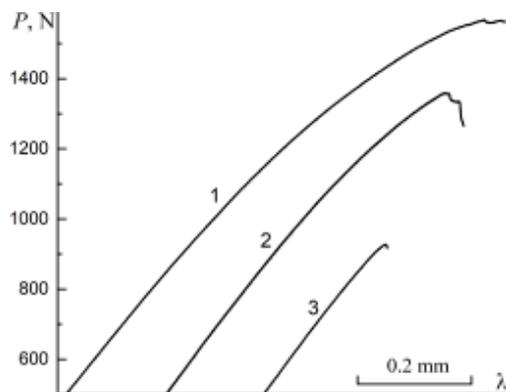


Рис. 2. Диаграммы нагружения стали 60X24AG16.

Пояснения в тексте

На рис. 2 представлены типичные диаграммы «сила  $P$ – прогиб  $\lambda$ ». Кривая 3 относится к образцу с шевронным надрезом, положенному на опоры не ребром, а гранью. В таком случае демонстрируется практически хрупкое разрушение образца.

Качественно иной характер деформации наблюдается, когда образец располагается на

опорах ребром (рис. 2, кривые 1 и 2). При этом наблюдается плавный переход от стадии упругой деформации к довольно протяженной стадии сильного деформационного упрочнения, которая обусловлена процессами пластической деформации в объеме материала. Это подтверждают снимки поверхности разрушения данных образцов, где видны следы вязкого разрушения (рис. 3а).

Момент перехода к стадии неупругой деформации практически не зависит от скорости наружения и фиксируется на уровне силы  $P_0 = 670$  Н. Скорость деформации оказывает существенное влияние на максимальное значение внешней приложенной силы:  $P_{\max} = 1567$  Н и 1340 Н для образцов, соответствующих кривым 1 и 2 на рис. 2.

Дальнейшее нагружение приводит к падению внешней приложенной силы, которое протекает прерывистым образом. Нерегулярный характер релаксации внешней нагрузки свидетельствует о последовательных скачках магистральной трещины в процессе ее распространения поперек образца (рис. 2).

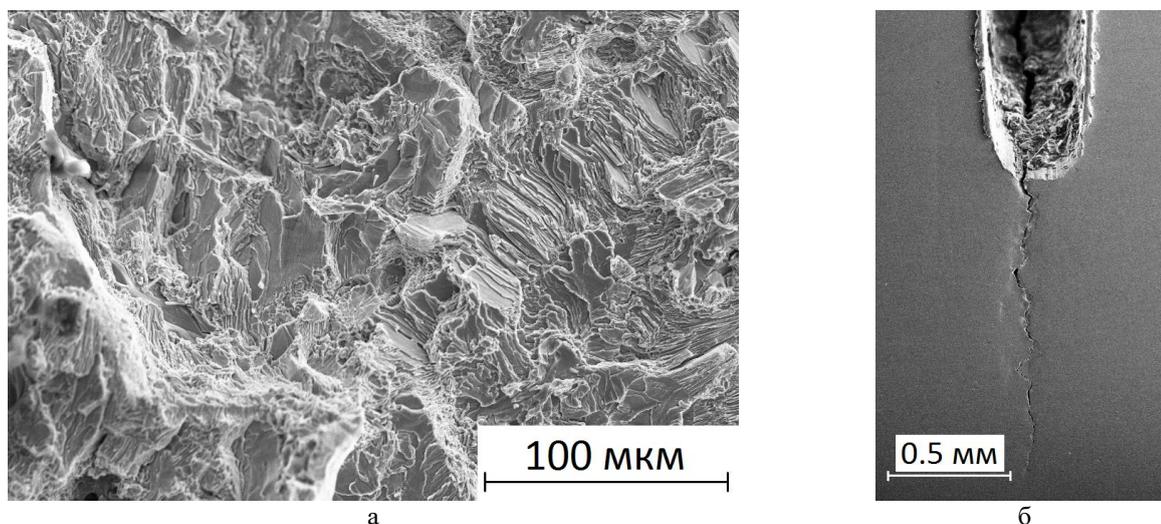


Рис. 3. Рельеф поверхности разрушения (а); магистральная трещина, движущаяся от надреза (б)

Сравнение показывает, что стадия предразрушения тем продолжительней и падение нагрузки тем больше, чем меньше скорость нагружения материала. Спонтанное разрушение образца, соответствующего кривой 1, происходит при нагрузке  $P_f = 1561$  Н, которая отличается от  $P_{\max} = 1566$  Н незначительно. В другом образце (кривая 2) падение нагрузки  $P_{\max} - P_f$  на стадии предразрушения существенно больше и составляет 96 Н.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-29-00438).*

1. Simmons J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels // Mater. Sci. Eng.: A. 1996. V. 207. P. 159–169.
2. Tu J.-N., Duh J.-G., Tsai S.-Yu. Morphology, mechanical properties, and oxidation behavior of reactively sputtered Cr-N films // Surf. Coat. Tech. 2000. V. 133-134. № 2-3. P. 181–185.
3. Tricoteau A., Jouan P.Y., Guerin J.D., Martinez J., Djouadi A. Fretting wear properties of CrN and Cr<sub>2</sub>N coatings // Surf. Coat. Tech. 2003. V. 174-175. № 2-3. P. 440–443.
4. Паймушин В.Н., Тарлаковский Д.В., Холмогоров С.А. О неклассической форме потери устойчивости и разрушении композитных образцов в условиях трёхточечного изгиба // Учен. зап. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем. науки. 2016. Т. 158, кн. 3. С. 350–375.
5. ГОСТР 56805-2015 (ИСО 14125:1998). Композиты полимерные. Методы определения механических характеристик при изгибе. Москва: Стандартинформ. 2016.

## ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ AL-CU СПЛАВОВ

Грачёва Н.А., Фомин Е.В., Майер А.Е.

*Челябинский государственный университет, Челябинск*

Одним из актуальных научных направлений является исследование деформации в сплавах при динамическом нагружении и связанные с этим изменения их микроструктуры. В данной работе мы изучаем деформационное поведение AL-CU сплава и чистых металлов при одноосном и гидростатическом сжатии. Моделирование проводится с помощью программного пакета LAMMPS [1] с межатомным потенциалом типа ADP [2]. При сжатии образцов AL-CU сплава, различной концентрации меди в алюминиевом кристалле, наблюдается перестроение кристаллической решетки. На рис. 1 представлен пример моделируемого кристалла, состоящего из 500 тыс. атомов, и распределение фаз и касательных напряжений в процессе одноосного сжатия сплава при температуре 300 К. На основе данных моделирования сформулирована модель фазового перехода, параметры которой подбирались с помощью Байесовского метода.

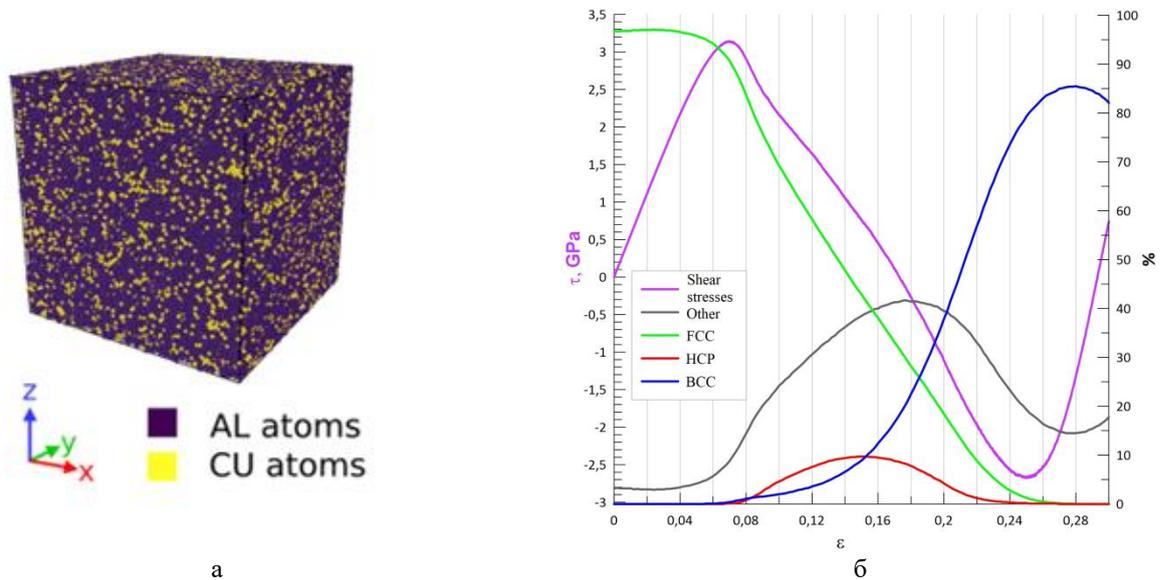


Рис. 1. Численный кристалл алюминиево-медного сплава (а) и распределение касательных напряжений и концентраций различных фаз в сплаве с 20% содержанием меди в алюминии при температуре 300 К (б)

Для вычисления напряжений в материале обучены две искусственные нейронные сети с прямой связью (ИНС), позволяющие определять константы упругости и рассчитывать давление в образцах. Нейронные сети обучены на данных, полученных с помощью метода молекулярной динамики (МД), как при сжатии, так и при растяжении в широком диапазоне температур. Модифицированная модель Максвелла [3] с зарождением дислокаций [4] позволяет описать пластические деформации в деформируемых кристаллах. Для подбора параметров модели пластичности металлов используется метод Байеса.

*Работа выполнена за счёт гранта РФФИ (проект № 20-11-20153).*

1. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1–19.
2. Apostol F., Mishin Y. Interatomic potential for the Al-Cu system // Phys. Rev. B. 2011. V. 83. P. 054116.
3. Popova T.V., Mayer A.E., Khishchenko K.V. Evolution of shock compression pulses in polymethacrylate and aluminum // J. Appl. Phys. 2018. V. 123. 235902.
4. Latypov F.T., Mayer M., Krasnikov V.S. Dynamics of growth and collapse of nanopores in copper // Int J Solids Struct. 2020. V. 202. P. 418–433.

**ТРЕХУРОВНЕВАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ  
ДЛЯ ОПИСАНИЯ СЛОЖНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ  
С РАЗЛИЧНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ**

Грибов Д.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Разработка новых и совершенствование существующих технологий термомеханической обработки металлов в настоящее время производятся с применением математических моделей. При этом известно, что физико-механические свойства сплавов и рабочие характеристики изделий из них определяются главным образом микроструктурой материалов [1]. В реальных технологических процессах деформирование металлов и сплавов, как правило, происходит при сложном нагружении; в таких условиях возможно образование дефектных субструктур, не наблюдаемых при простом (пропорциональном) нагружении. Данный факт обусловлен большим числом активируемых систем скольжения в ходе нагружения по сложным траекториям деформации, что приводит, например, к более интенсивному образованию барьеров различного типа, в том числе – на расщеплённых дислокациях. В таких процессах активно происходит образование и аннигиляция дислокаций. Анализ существующих подходов к описанию сложного циклического деформирования [2, 3] показал целесообразность построения модели, опирающейся на прямое описание дефектов кристаллической решётки и их эволюции [4, 5], включая формулировку физически обоснованных законов упрочнения. При разработке необходимо учесть влияние величины ЭДУ на процесс эволюции микроструктуры, в первую очередь – на образование барьеров на расщеплённых дислокациях и их влияние на упрочнение.

В настоящей работе используется отмеченный выше подход к построению моделей, основанный на введении внутренних переменных. Внутренние переменные подразделяются на явные и неявные; явные непосредственно входят в структуру определяющих соотношений данного масштабного уровня; к неявным относятся переменные, описывающие микроструктуру более глубоких структурно-масштабных уровней и входящие в качестве переменных в эволюционные уравнения на данном масштабном уровне.

Разработанная модель относится к классу трёхуровневых; для описания деформирования поликристаллического образца вводятся следующие масштабные уровни: макроуровень, мезоуровень-1 и мезоуровень-2. Ключевым механизмом неупругого деформирования в данной работе полагается движение краевых дислокаций (полных и расщепленных). На мезоуровне-2 данный механизм неупругого деформирования описывается с использованием введения плотностей дислокаций на системах скольжения (СС) и скоростей их движения. На мезоуровне-1 неупругое деформирование рассматривается в терминах скоростей сдвигов по кристаллографическим СС, которые определяются с помощью уравнения Орована по параметрам, определенным на мезоуровне-2. Для связи уровней в структуру определяющих соотношений на каждом из масштабных уровней вводятся явные и неявные внутренние переменные [1], определяемые из замыкающих уравнений, описывающих процессы деформирования на более глубоких масштабных уровнях по отношению к рассматриваемому.

Представительный макрообъем является иерархически старшим по отношению к набору элементов мезоуровня-1. На макроуровне поведение представительного объема материала (макрообразца) описывается в терминах континуальных макропеременных, включая упругие и пластические составляющие тензора скорости деформации, тензор напряжений и скорости его изменения. Элементы макроуровня могут быть использованы для определения отклика материала в точках интегрирования при решении краевых задач с использованием метода конечных элементов. Нагружение на макроуровне задается законом предписанного изменения во времени градиента скорости перемещений.

При формулировке закона упрочнения принимается гипотеза о возможности

аддитивного разделения критических напряжений СС на вклады от сопротивления решётки (величина, зависящая только от температуры), от полей напряжений дислокаций и от образованных на расщеплённых дислокациях барьеров. Для определения составляющей, описывающей влияние накопленных дефектов, было оценено влияние дислокаций различных СС друг на друга. Для оценки действия полей напряжений одной дислокации на другую использовано известное решение для одиночной дислокации в изотропной упругой среде. Основываясь на данном решении, была построена матрица  $M^{ki}$ , позволяющая оценить напряжения взаимодействия дислокаций  $k$ -й и  $i$ -й СС, которые заносятся на пересечении  $k$ -й строки и  $i$ -го столбца матрицы  $M^{ki}$ . Введение барьера на расщеплённой дислокации как комплекса из двух частичных и сидячей дислокации позволило оценить влияние барьера на упрочнение  $k$ -й СС за счет барьера на  $i$ -й СС, для описания этого влияния используется матрица  $B^{ki}$ .

С использованием модели проведены численные эксперименты на простое и сложное, монотонное и циклическое деформирование материалов с разной энергией дефекта упаковки, проанализирована эволюция плотностей дефектов, рассмотрены вопросы связи сложности процессов нагружения на макроуровне с активацией систем скольжения на низких масштабных уровнях.

*Работа выполнена в рамках государственного задания FSNM-2020-0027.*

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
2. Benallal A., Marquis D. Effects of non-proportional loadings in cyclic elasto-viscoplasticity: experimental, theoretical and numerical aspects // Engineering Computations. 1988. №5. P. 241–247.
3. Jiang Y., Zhang J. Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation // IJOP. 2008. Vol. 24. P. 1481–1515.
4. Ma A., Roters F. A Constitutive model for fcc single crystals based on dislocation densities and its application to uniaxial compression of aluminium single crystals // Acta Materialia. 2004. № 52. P. 3603–3612.
5. Devincere B., Hoc T., Kubin L.P. Collinear interactions of dislocations and slip systems // Materials Science and Engineering A. 2005. P. 182–185.

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ  
ТЕОРИИ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДОГО ТЕЛА**<sup>1,2</sup>Гриняев Ю.В.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Развитие научных представлений о деформации и разрушения материалов имеет большое практическое значение. Это продиктовано необходимостью создания макроскопической теории, пригодной для решения инженерных задач и, в то же время, учитывающей реальные физические процессы, происходящие в деформируемом материале. Кроме того, эта теория должна давать рекомендации по созданию материалов с заранее заданными свойствами.

Существует два совершенно несвязанных подхода при описании деформации твердых тел. Первый подход реализован в классической механике деформируемого твердого тела. Основными частями механики деформируемого твердого тела являются теория упругости и теория пластичности [1]. Теория упругости является законченной теорией, поскольку известен закон деформирования (закон Гука) и уравнения движения [2]. В теории пластичности, в отличие от теории упругости, основное место занимают вопросы установления законов деформирования, которые в основном устанавливаются экспериментально. В классической теории пластичности не рассматриваются носители пластической деформации.

Второй подход к описанию неупругого поведения твердых тел связан с введением в рассмотрение несовершенств в структуру реальных кристаллов: дислокаций [3]. Оказалось, что многие свойства твердых тел: пластичность, ползучесть, прочность обусловлены дефектами кристаллической структуры. Изучение дефектной структуры и ее эволюции в процессе деформации является предметом физической теории неупругого поведения деформируемых твердых тел. При теоретическом описании дислокаций имеют место два подхода: микроскопический и макроскопический. В первом подходе рассматриваются отдельные дефекты, их поля напряжений, взаимодействие отдельных дефектов и простые ансамбли дефектов. Второй подход – макроскопический или континуальный, при котором дислокации описываются как нарушение однородности сплошной среды и который может быть применен для твердых тел, не имеющих кристаллографическую структуру.

Рассмотренные выше два подхода для описания деформации твердых тел можно, соответственно, определить как механический и физический подходы. Недостатком механического подхода является то, что в явном виде не учитываются дефектные структуры, и связанные с ними эффекты. Недостатком физического подхода является непригодность этого подхода для инженерных расчетов. Делались безуспешные попытки перейти от одного подхода к другому. Оказалось, что механический и физический подходы два совершенно самостоятельных и несводимых один к другому. В работе [4] была высказана идея о создании нового направления для описания деформации твердых тел – мезомеханики, объединившей механическое и физическое описание процесса деформации.

Для создания теории неупругой деформации, обобщающей механические и физические аспекты, следует объединить классическую теорию упругости и континуальную теорию трансляционных дефектов, которые являются макроскопическими теориями. Для этой цели используется лагранжев формализм в сочетании с методом калибровочных полей [5-7], что позволяет ввести дефекты трансляционного типа. Применение принципа наименьшего действия к лагранжиану с калибровочными полями, позволяет получить уравнения движения, как для упругих смещений, так и для дефектов.

В работе выяснены свойства полей трансляционных дефектов. Показано, что поля дефектов являются переносчиками взаимодействия между напряженными областями, обладают энергией, импульсом и полевой массой. Кроме того, создают максвелловские поля

напряжений.

Решены частные задачи ползучести, знакопеременного нагружения и выяснена зависимость напряжение – деформация от скорости деформирования.

В дальнейшем предполагается расширить теорию включением дефектов ротационного типа (дисклинаций), а также исследовать возможность квантования полей трансляционных дефектов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0002.*

1. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука. – 1969. – 420 с.
2. Хан Х. Теория упругости. М.: Мир. – 1988. – 343 с.
3. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наукова думка. – 1978. – 220с.
4. Панин В.Е., Гриняев Ю.В. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого тела // Физическая мезомеханика. 2003. Т.6, №4. С. 9–36.
5. Ахиезер А.И., Пелетминский С.В. Поля и фундаментальные взаимодействия. Киев: Наукова думка. – 1986. – 552 с.
6. Kadic A., Edelen D.G.B. A Gauge Theory of Dislocations and Disclinations. In Lecture Notes in Physics. Heidelberg: Springer. – 1983. – Vol. 174. – 168 p.
7. Ченг Т.-П., Ли Л.-Ф. Калибровочные теории в физике элементарных частиц. М.: Мир. – 1987. – 624 с.

## ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе было получено изделие в виде тонкой стенки, содержащей 20 слоев, из жаропрочного никелевого сплава методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. Для имитации повреждения после завершения аддитивного формирования были удалены три последних слоя. Затем на «поврежденной» поверхности таким же аддитивным методом было сформировано еще 20 слоев. Переходная область и вновь нанесенные слои не содержали макро- и микроскопических дефектов.

Структура переходной области, полученная в результате «восстановления», не имела ярко выраженных отличий от структуры исходного изделия (см. рис. 1). При проведении металлографических исследований и анализе структуры методом растровой электронной микроскопии данную область выявить крайне сложно, что говорит об однородности области «восстановления». На рисунке 1 видно, что структура исходно материала и переходной области являются дендритными, что типично для данного сплава [1]. В междендритном пространстве наблюдаются цепочки карбидов и выделения  $\gamma/\gamma'$  - эвтектики. Также в переходной области не наблюдаются изменения в дендритной ликвации химических элементов.

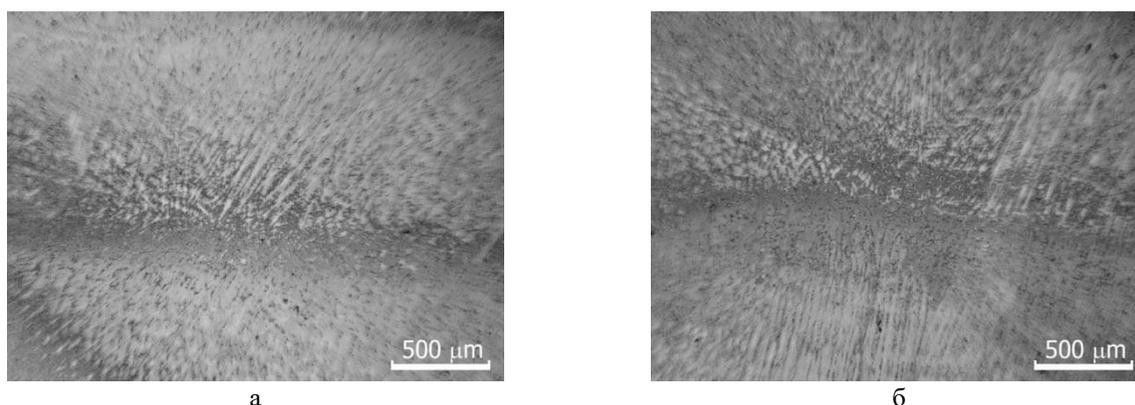


Рис. 1. Граница слоев в структуре материала в исходном изделии (а) и в переходной области (б)

Как видно из данных, представленных в таблице 1, механические свойства исходного материала и переходной области практически не отличаются. А в области «восстановленного» изделия предел прочности превосходит область исходного материала на 200 МПа.

Таблица 1. Механические свойства изделия из жаропрочного никелевого сплава

	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Исходный материал [2]	1175,0	930,0	15,0
Переходная область	1099,4	1015,6	9,5
«Восстановленная» область	1312,2	1085,9	8,2

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-00891, <https://rscf.ru/en/project/22-22-00891/>.*

- Fortuna S.V., Gurianov D.A., Kalashnikov K.N. et al. Directional Solidification of a Nickel-Based Superalloy Product Structure Fabricated on Stainless Steel Substrate by Electron Beam Additive Manufacturing // Metall. Mater. Trans. A. 2021. V. 52. P. 857–870.
- Герасимов В.В. От монокристаллических неохлаждаемых лопаток к лопаткам турбин с проникающим (транспирационным) охлаждением, изготовленным по аддитивным технологиям // Труды ВИАМ. 2016. № 10(46). С. 3–28.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ АК5/UDIMET-500,  
ИЗГОТОВЛЕННЫХ ДВУХПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ  
АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ**

Добровольский А.Р., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю., Зыкова А.П.,  
Москвичев Е.Н., Тарасов С.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивное производство – это метод изготовления деталей, получивший широкое распространение в последнее десятилетие. Метод аддитивного производства изделий представляет собой альтернативу традиционному субтрактивному методу, заключааясь в последовательном нанесении материала необходимого для получения требуемой детали, а не снятии лишнего материала посредством токарной обработки, фрезеровки и т.д., что позволяет производить детали сложной конфигурации с низким расходом сырья [1].

В настоящее время существует множество разновидностей технологии аддитивного производства, позволяющих изготавливать изделия из различных материалов, включая металлы. Одной из таких технологий является метод проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, подразумевающий послойное изготовление металлических изделий посредством плавления металлической проволоки с помощью электронного луча в вакуумной камере. Наиболее актуальные работы, исследующие проволочную электронно-лучевую технологию, направлены на изучение способов получения композиционных материалов посредством поочередной или одновременной подачи двух проволок [2].

Среди множества исследований электронно-лучевого аддитивного производства особую роль играют сплавы на основе алюминия. Алюминий имеет ряд интерметаллидных соединений с различными металлами, что даёт возможность проектировать композиционные материалы на его основе посредством многофазного упрочнения [3].

В качестве матрицы в настоящем исследовании был выбран сплав на основе системы Al-Si, АК5, широко применяющийся в литейном производстве благодаря своим технологическим свойствам, модификатором выступает многокомпонентный сплав на основе никеля – Udimet-500. В данной работе методом двухпроволочной электронно-лучевой аддитивной технологии были изготовлены образцы АК5 и образцы композиционного материала АК5/Udimet-500 с содержанием Udimet-500 5% и 10%. Образцы АК5/10% Udimet-500 демонстрируют повышенную прочность (до 500 МПа), но склонны к хрупкому разрушению. Такие свойства композита являются следствием большой разнородности материалов, влияющей на формирование структуры во время электронно-лучевого аддитивного производства.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

*Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4*

1. Gibson I. et al. Additive manufacturing technologies. Cham, Switzerland: Springer. – 2021. – V. 17.
2. Osipovich K. S. et al. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing // Journal of Materials Science. 2020. V. 55, №. 22. P. 9258–9272.
3. Zou J., Carlsson A. E. Medium-range interactions and structural complexity in aluminum-based intermetallic compounds // Physical Review B. 1994. V. 50, №. 1. P. 99.

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-14

**ЧИСЛЕННОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ  
МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ОТ ЛОКАЛЬНЫХ  
ДЕФОРМАЦИЙ В АЛЬФА-ТИТАНЕ**

<sup>1, 2</sup>Емельянова Е.С., <sup>1, 2</sup>Писарев М., <sup>1</sup>Романова В.А.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Численно и экспериментально исследуется зависимость мезомасштабного деформационного рельефа от локальных деформаций в технически чистом титане. Трехмерные поликристаллические структуры были сгенерированы методом пошагового заполнения на основе данных EBSD анализа. Структура и текстура моделей характерна для листового титана и различных зон поперечного сечения титанового прутка. Для описания отклика зерен применялись определяющие соотношения физической теории пластичности с учетом упруго-пластической анизотропии и особенностей дислокационного скольжения в гексагональных кристаллах.

Сравнение проведенных расчетов одноосного растяжения поликристаллической модели с экспериментальными данными показали качественное и количественное сходство картин деформационного рельефа. Отклонение пиков и впадин от среднего уровня, а также характерный период частотных составляющих профилограмм при одинаковых степенях деформации варьировались в одинаковых пределах в эксперименте и расчете. Качественное и количественное согласие было получено для экспериментальных и численных зависимостей интенсивности деформационного рельефа от степени деформации, а также кривых нагружения, что свидетельствует о корректности построенной модели.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).*

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЖИДКОСТЕЙ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИИ ГИДРОРАЗРЫВА ПЛАСТА НА ОСНОВЕ ВЯЗКОУПРУГОГО ПАВ И ГУАРА

Ефремов Д.В., Банникова И.А., Баяндин Ю.В.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Работа посвящена исследованию вязкоупругих свойств жидкостей, применяемых в технологии гидроразрыва пласта, на основе вязкоупругого ПАВ (Сурфогель марки Д тип 70-100 производства АО «Полиэкс») и на основе гуара.

Технология гидроразрыва пласта – это технологический процесс, при котором в горных породах под воздействием избыточного давления, создаваемого закачкой в скважину жидкости разрыва, образуются трещины, открывающие высокопроводящие пути, позволяющие легко проходить пластовому флюиду через плотные горные породы в ствол скважины. Для предотвращения смыкания трещины вместе с жидкостью в скважину подают расклинивающий наполнитель – пропант (отсев кварцевого песка, керамические шарики и другие материалы фракции 0,5-1,5 мм), который удерживает трещину от смыкания после снятия избыточного давления и обеспечивает приток пластовой жидкости в скважину.

Исследование вязкости Сурфогеля осуществлялось с помощью вискозиметра по типу коаксиальных цилиндров оригинального изготовления, схема которого представлена на рисунке 1. Пространство между двумя коаксиальными цилиндрами 1 и 3 заполнялось исследуемой жидкостью 2. Шаговый двигатель 4 приводил во вращение внешний цилиндр с регулируемой линейной скоростью от 0,005 до 40 см/с, внутренний цилиндр закреплён через упругий элемент 5 к основанию. При приведении в движение внешнего цилиндра, за счёт вязких напряжений в исследуемой жидкости, внутренний цилиндр отклонялся, деформируя упругий элемент. Степень деформации упругого элемента предварительно была откалибрована с помощью приложения известной силы  $F_{калибр.}$ , приложенной к внутреннему цилиндру. Регистрация угла отклонения внутреннего цилиндра осуществлялась с помощью лазерного дальномера СИКС 7, с разрешением 2 мкм.

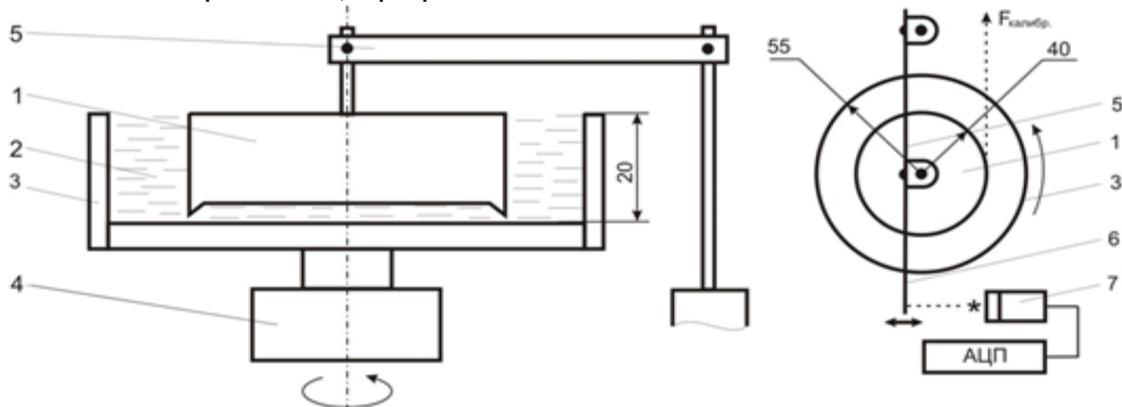


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для исследования реологических свойств жидкостей.  
1 – внутренний неподвижный цилиндр; 2 – исследуемая жидкость; 3 – внешний подвижный цилиндр;  
4 – электропривод внешнего цилиндра; 5 – упругий элемент; 6 – шторка; 7 – высокоточный лазерный дальномер

Вязкоупругие свойства жидкостей ГРП исследовались с помощью реометра Physica MCR501 компании Anton Paar, имеющего измерительную систему «конус-плоскость» и позволяющего проводить реологические исследования в ротационном и осцилляционном режимах.

Результаты измерения динамической вязкости  $\eta$  жидкостей на основе вязкоупругого ПАВ и гуара, полученные разными методами, представлены на рисунке 2 в зависимости от скорости деформации  $\dot{\epsilon}$ . Они хорошо согласуются с результатами на оригинальной установке с коаксиальными цилиндрами. Определенные по формуле Стокса значения динамической вязкости для обеих жидкостей (крестики на рисунке 2) близки к значениям,

полученным на реометре при скоростях деформации близких к нулю. С увеличением скорости деформации значения динамической вязкости уменьшаются.

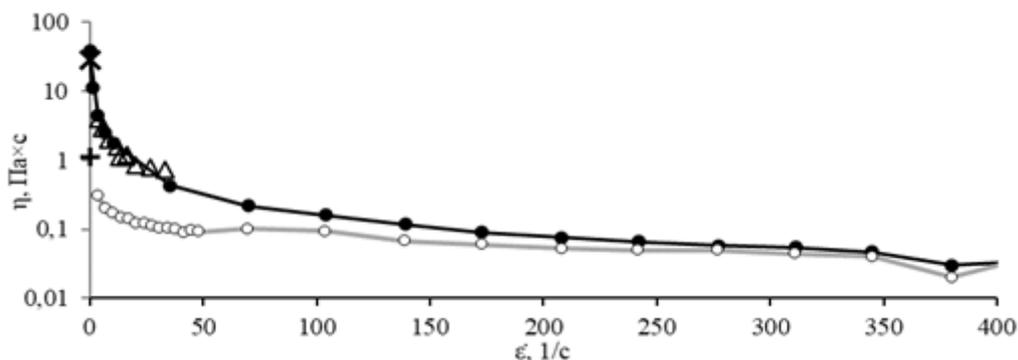


Рис. 2. Кривые вязкости жидкостей на основе вязкоупругого ПАВ (● – реометр Physica MCR501; X – метод Стокса; Δ – метод измерения вязкости с помощью коаксиальных цилиндров) и на основе гуара (○ – реометр Physica MCR501; + – метод Стокса)

Исследованию реологического поведения Сурфогеля, с добавлением расклинивающего материала – пропанта в виде алюмосиликатных шариков «Пропант 16/20» в концентрации 10 и 20 % по массе, проводились на реометре RheolabQS компании Anton Paar, с измерительной геометрией в виде коаксиальных цилиндров с подвижным внутренним цилиндром. Результаты измерения динамической вязкости жидкости показаны на рисунке 3.

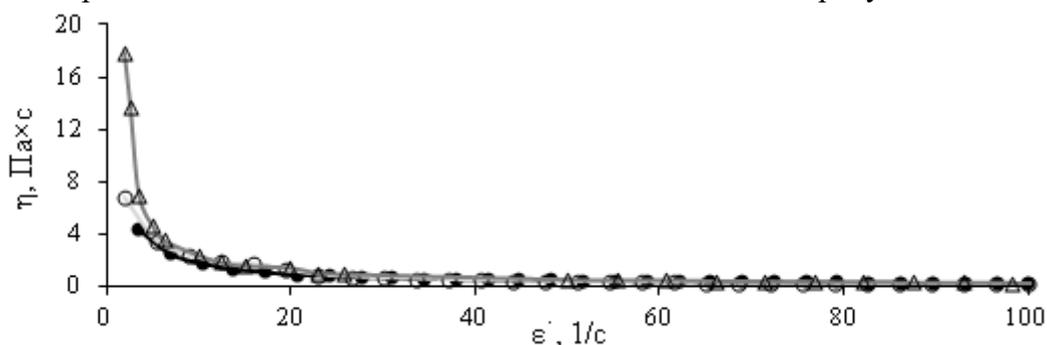


Рис. 3. Кривые вязкости жидкостей на основе вязкоупругого ПАВ (● – без пропанта; ○ – с добавлением пропанта в концентрации 10 %; Δ – с добавлением пропанта в концентрации 20 %) в зависимости от скорости деформации

В результате проведённых исследований произведена калибровка вискозиметра оригинального изготовления, позволяющего измерять вязкость жидкостей в широком диапазоне скоростей сдвига, а так же позволяет осуществлять визуальное наблюдение за исследуемой жидкостью. С использованием реометров Physica MCR501 и RheolabQS исследованы реологические свойства жидкостей на основе вязкоупругого ПАВ и на основе гуара. Жидкость на основе вязкоупругого ПАВ показала более высокую стабильность реологических свойств, заключающуюся в слабой зависимости от амплитуды осцилляций и частоты осцилляций. Данные исследования имеют большую важность для последующей разработки математических моделей и методик расчета пропантоудерживающей способности жидкости разрыва в зависимости от ее вязкоупругих характеристик [1, 2].

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Пермского края в рамках научного проекта № 19-48-590016.*

1. Баяндин Ю.В., Уваров С.В., Савельева Н.В., Банникова И.А., Ледон Д.Р., Ефремов Д.В., Крутихин Е.В., Журавлев В.А. Экспериментальное и теоретическое исследование реологических свойств неньютоновских сред (растворов вязкоупругих ПАВ) при квазистатическом и динамическом нагружении // Вестник Пермского федерального исследовательского центра. 2022. № 1. С. 26–46. <https://doi.org/10.7242/2658-705X/2022.1.3>
2. Efremov D.V., Bannikova I.A., Bayandin Yu.V., Krutihin E.V., Zhuravlev V.A. Study of Viscoelastic Properties of Fluids for Hydraulic Fracturing // AIP Conference Proceedings. 2021. V. 1945. P. 012003. doi:10.1088/1742-6596/1945/1/012003.

**ВЛИЯНИЕ УГЛА ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КАРБОНИЗИРОВАННОГО НАНОСЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИУРЕТАНА**

<sup>1</sup>Иванов Я.Н., <sup>2</sup>Чудинов В.С., <sup>2</sup>Шардаков И.Н., <sup>2</sup>Беляев А.Ю., <sup>2</sup>Морозов И.А.

<sup>1</sup>Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь

<sup>2</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

При ионно-плазменной обработке полимерных материалов в поверхностном нанослое образца протекает процесс карбонизации. Сформированный карбонизированный нанослой обладает хорошей биосовместимостью [1, 2]. Поскольку медицинские эндопротезы имеют криволинейную форму поверхности, имплантация ионов при плазменной обработке может происходить под разными углами к поверхности.

Данная работа посвящена исследованию механических и структурных характеристик карбонизированного слоя, полученного методом имплантации ионов азота высокой энергии под разными углами к поверхности полиуретана.

Структурные свойства карбонизированного слоя были исследованы с помощью атомно-силовой и оптической микроскопии. Жесткостные свойства были определены с помощью макромеханических испытаний на одноосное растяжение. Прочность карбонизированного слоя изучали с помощью растягивающего устройства, встроенного в систему с оптическим микроскопом. По результатам исследований получены характеристики жесткости, прочности и морфологии поверхности углеродного слоя, сформированного при разных дозах и углах потока ионов к поверхности образца.

Показано, что имплантация ионов под разным углом к поверхности может влиять на рельеф обработанной плазмой поверхности полиуретана. Не обнаружено статистически значимых различий между значениями модуля упругости карбонизированного слоя при изменении угла имплантации ионов. Исследование прочностных свойств показало, что по мере уменьшения угла проникновения ионов карбонизированный слой выдерживает при статической нагрузке большие деформации до появления трещин.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №20-48-596014 р\_НОЦ\_Пермский край и государственного здания ИМСС УрО РАН.*

1. Ion beam treatment of polymers application aspects from medicine to space / A.V. Kondyurin, M. Bilek. Amsterdam, Elsevier. – 2015. – 268 с.

2. Чудинов В.С., Кондюрина И.В., Терпугов В.Н. и др. Плазменно-ионная обработка полиуретановых имплантатов для уменьшения реакции отторжения организма // Медицинская техника. 2020. № 4. С. 19–21.

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ YSZ И Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> НА ЗАВИСИМОСТЬ  $\zeta$ -ПОТЕНЦИАЛА ОТ pH**<sup>1,2</sup>Каспарян С.О., <sup>1</sup>Казанцев С.О., <sup>1,2</sup>Кульков С.Н.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Свойства поверхности имплантатов играют важную роль в адгезии и пролиферации клеток. Поскольку взаимодействие имплантатов с кровью, жидкостями, мягкими и твердыми тканями тела происходит на поверхности имплантата, выживание или разрушение имплантата зависит от различных свойств поверхности—морфологии пор и поверхности, шероховатости, смачиваемости, химического состава. Одним из способов влияния на поверхность является – плазменная обработка.

Помимо изменений химических свойств, обработка поверхности влияет на управление электрическим состоянием покрытия путем введения заряженных наночастиц. Электрокинетический потенциал ( $\zeta$ -потенциал) представляет информацию о поверхностном заряде и дает представление о взаимодействии биоматериалов с окружающей средой.  $\zeta$ -потенциал является индикатором заряда твердой поверхности, он визуализирует взаимодействие биологических соединений с поверхностями биоматериалов. Изменение  $\zeta$ -потенциала состоит в том, что значения  $\zeta$ -потенциала определяются долгосрочной и краткосрочной стабильностью эмульсий. Эмульсии с высоким  $\zeta$ -потенциалом (отрицательным или положительным) электрически стабилизированы, в то время как эмульсии с низким  $\zeta$ -потенциалом имеют тенденцию коагулироваться или флокулироваться, что может приводить к плохой физической стабильности.

В работе изучены порошки оксида алюминия и диоксида циркония, стабилизированного 3мол% иттрием с пористостью 15 % и 50 %, обработанные высокочастотной низкотемпературной плазмой. Обработка проводилась в установке, генерирующей низкотемпературную плазму в воздушной среде при атмосферном давлении. Параметры обработки: частота 1000 Гц, длительность импульсов 20000 нс, энергия каждого импульса составляла 0,32 кДж и время обработки 15 мин. Для обеспечения равномерной обработки керамических образцов производилось их перемешивание посредством вращения камеры, во избежание разрушения образцов скорость вращения составляла 50 об/мин.

Доведение до необходимых значений pH осуществлялось при помощи растворов HCl 25 мМ (соляная кислота) и NaOH 25мМ (гидроксид натрия). Температура данных растворов составляла 25С°, перемешивание производилось с помощью магнитной мешалки, скорость которой составляла 300 об/мин.

Диаграммы зависимости  $\zeta$ -потенциала от pH (определяли при помощи Malvern Instruments Zetasizer) для образцов YSZ и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> пористостью 15 % и 50 % показывают понижение pH, что говорит о переходе среды из щелочной в кислотную, и об увеличении величины  $\zeta$ -потенциала, проходя через изоэлектрическую точку (ИЭТ), при u=0.

Исследования измерений  $\zeta$ -потенциала от pH показали, что низкотемпературная плазменная обработка приводит к уменьшению значений  $\zeta$ -потенциала в сравнении с исходным значением  $\zeta$ -потенциала суспензии при равных значениях pH, что говорит о более стабильной коллоидной системе для YSZ 15% и 50%, для pH $\approx$ 11, эти значения равны -41 и -43 мВ. В то время как обработанные суспензии Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> менее стабильны. Значение  $\zeta$ -потенциала обработанных плазмой суспензий Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с 15% пористостью составляет -25 мВ, а при 50% пористости - 29 мВ для pH $\approx$ 11. Определение ИЭТ дисперсии может быть полезным для прогнозирования стабильности/нестабильности и для идентификации преобладающих химических соединений на поверхности сконструированной частицы.

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

## In situ ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ НА МАКРО- И МЕЗОУРОВНЯХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ПОМОЩИ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

<sup>1</sup>Клименов В.А., <sup>2</sup>Клопотов А.А., <sup>2</sup>Устинов А.М., <sup>3</sup>Чумаевский А.В., <sup>2</sup>Абзаев Ю.А.,  
<sup>3</sup>Колубаев Е.А., <sup>2</sup>Волокитин Г.Г.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время широко используются аддитивные технологии при производстве изделий, напечатанных на 3D-принтере: авиации, машиностроение и медицине. С использованием 3D-печати получают полуфабрикаты и изделия из титановых сплавов. Для успешного использования изделий, полученных при помощи аддитивных технологий необходимы исследования механических свойств титановых сплавов.

Целью данной работы является исследования *in situ* на мезо- и макромасштабном уровнях эволюции деформационных полей методом корреляции цифровых изображений при растяжении на поверхности образцов титанового сплава VT1-0, изготовленного при помощи электронно-лучевой аддитивной технологии. Внешний вид и схема печати образцов представлены на рис. 1.

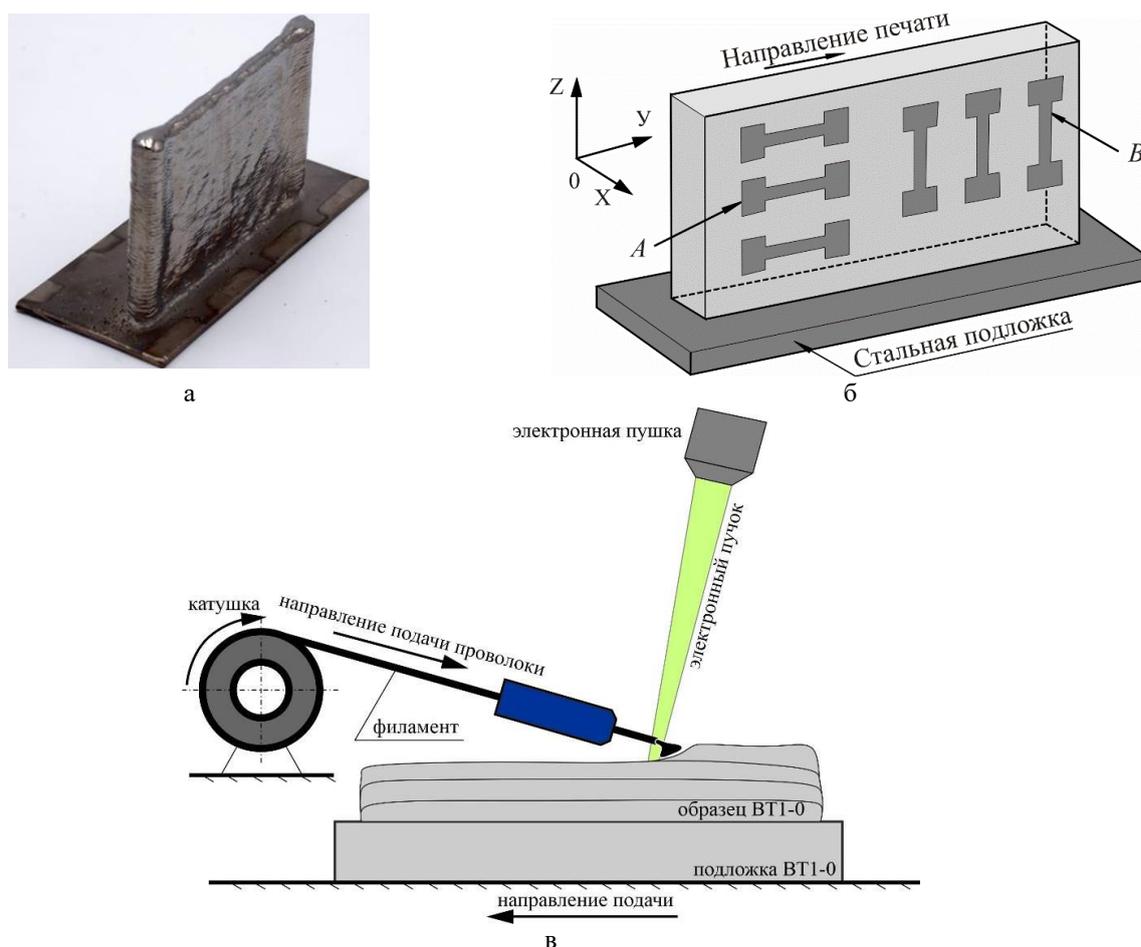


Рис. 1. Внешний вид (а) и схема (б) вырезки образцов. Образцы для испытаний на растяжение в горизонтальном (А) и вертикальном (В) направлениях относительно направления печати. Схема печати образцов (в)

Стенки из титанового сплава размером 80×8×60 мм (рис. 1, а) были изготовлены на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства Института физики прочности и материаловедения СО РАН. В качестве исходного материала использовали проволоку из технического титана VT1-0.

Образцы для исследования механических свойств и распределений деформационных полей при деформации растяжением вырезали в двух направлениях: вдоль направления  $OY$  в плоскости  $ZOY$  и вдоль направления  $OZ$  в плоскости  $ZOY$  (на рис. 1, б).

Для получения данных при помощи цифровой оптической системы Vic-3D на поверхности образцов были созданы спекл-картины (стохастическое расположение черных точек на белом фоне).

Деформационные воздействия растяжением на образцы проводили на испытательной машине «INSTRON 3386». Эволюцию деформационных полей при испытаниях фиксировали при помощи оптической измерительной системы VIC-3D.

Поля перемещений, регистрируемые оптической измерительной системы VIC-3D, отражают проекции смещений локальных участков поверхности вдоль оси  $OX$  – «поперечная деформация» образцов; вдоль оси  $OY$  – «продольная деформация» образцов (рис. 2 а).

На рис. 2 б – д виден разный характер распределений продольных  $\varepsilon_{yy}$  и поперечных  $\varepsilon_{xx}$  относительных деформаций на поверхности образцов сплава VT1-0 в зависимости от способа выплавки сплава VT1-0 на стадии предразрушения.

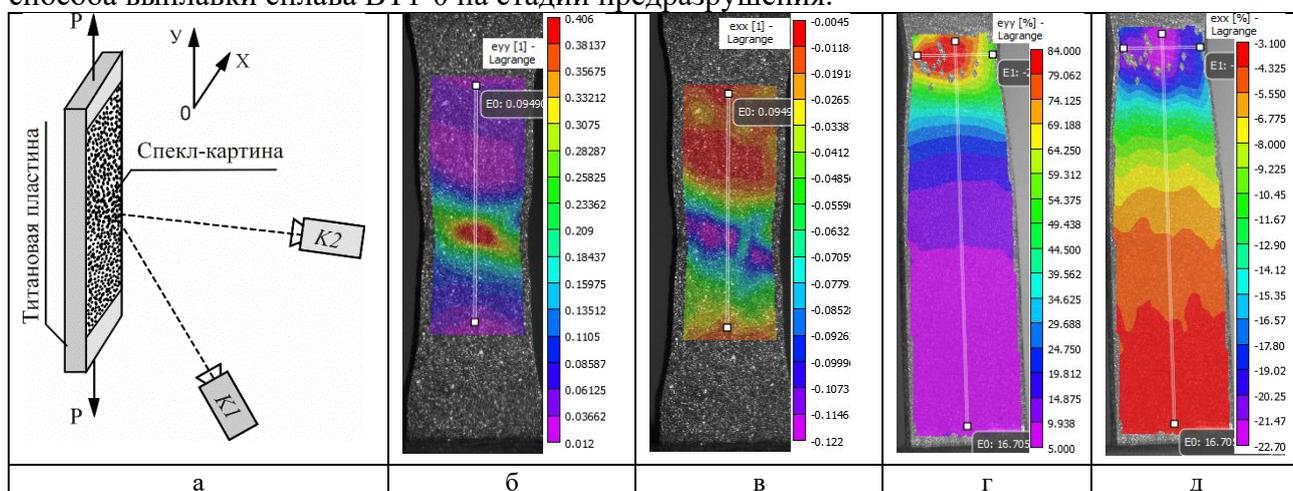


Рис. 2. Схематическое представление эксперимента при деформации растяжением образцов с регистрацией полей смещений при помощи спекл-поверхности.  $K1$  и  $K2$  – цифровые камеры;  $P$  – прикладываемая нагрузка (а). Картины распределений продольных  $\varepsilon_{yy}$  и поперечных  $\varepsilon_{xx}$  относительных деформаций на поверхности образцов сплава VT1-0: а, б – сплав, выплавленный по аддитивной технологии (усредненная деформация по всему рабочему полю образца  $\langle \varepsilon \rangle 9.4\%$ ); в, д – сплав, выплавленный по традиционной металлургии ( $\langle \varepsilon \rangle 16.7\%$ )

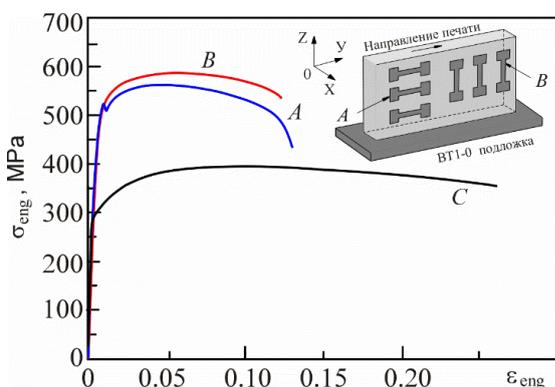


Рис. 3. Инженерные деформационные кривые при одноосном растяжении образцов в различных направлениях (А – горизонтальном; В – вертикальном) относительно направления печати, выплавленных по аддитивной технологии и образцов, выплавленных по традиционной металлургии (С)

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).

Анализ деформационных кривых, полученных на образцах сплава VT1-0, выплавленных по аддитивной технологии показывает более высокие значения предела прочности и меньшую пластичность по сравнению с образцами, выплавленных по традиционной металлургии.

Деформация образцов из различных сечений слитка, выплавленных по аддитивной технологии показали незначительную анизотропию механических свойств.

**ОТНОСИТЕЛЬНАЯ ЭНЕРГИЯ АНСАМБЛЕЙ ГРАНИЦ ЗЕРЕН  
В ТЕТРАГОНАЛЬНОМ ДИОКСИДЕ ЦИРКОНИЯ,  
СТАБИЛИЗИРОВАННОМ ИТТРИЕМ**

<sup>1</sup>Козлова Т.В., <sup>1,2</sup>Кузнецов П.В., <sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>1,3</sup>Шляхова Г.В., <sup>1,2</sup>Мировой Ю.А.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

<sup>3</sup>*СТИ НИЯУ МИФИ, Северск*

В последние несколько десятилетий активно развивается зернограничная инженерия, направленная на формирование путем различных термомеханических обработок материалов с определенным типом границ (малоугловые, большеугловые, специальные границы зерен) и как следствие, с определенным набором свойств [1]. В частности, в [1] с целью улучшения пластичности за счет подавления межкристаллитного разрушения использовали подход, направленный на увеличение доли низкоэнергетических специальных границ, которые устойчивы к разрушению в любых условиях напряжения и внешних воздействий.

В работах группы Рохера для характеристики структурно-фазового состояния границ зерен или межфазных границ вводится термин grain boundary complexion [2, 3]. При внешних воздействиях границы зерен испытывают переходы, аналогичные фазовым превращениям в материалах, при которых их структура, химический состав и термодинамические параметры изменяются. Основной задачей исследователей является контроль возникновения таких переходов и построение диаграмм состояния для границ зерен с учетом температуры и химического состава. Для этого необходимо понимать как термодинамическую основу таких переходов, так и их кинетику. В этом смысле энергия границ зерен представляет собой важный параметр, позволяющий осуществлять контроль за термодинамикой превращения. С этой целью проводятся исследования изменения энергии границ в зависимости от температуры отжига материалов.

В настоящей работе в качестве объекта исследования выбран функциональный материал - диоксид циркония, стабилизированный иттрием, в тетрагональной модификации (Y-TZP). Этот материал наряду с высокой прочностью и износостойкостью характеризуется хорошей ионной проводимостью, высокой термостабильностью и химической инертностью. Кроме того, за счет мартенситного превращения под нагрузкой, он обладает повышенной вязкостью разрушения по сравнению с другими керамическими материалами.

Целью работы являлся оценка относительной энергии ансамблей границ зерен в керамике на основе диоксида циркония при различных температурах отжига.

В качестве исходного сырья использовали порошок диоксида циркония, стабилизированного иттрием 3 мол. %. Полученные образцы спекали при  $T_s = 1600^\circ\text{C}$  на воздухе с выдержкой в течение двух часов. Термическое травление образцов проводили в вакууме при  $T=1500^\circ\text{C}$  и  $T=1600^\circ\text{C}$  в течение часа и  $T=1650^\circ\text{C}$  в течение двух часов.

В работе использовалась растровая электронная микроскопия (РЭМ) и атомно-силовая микроскопия (АСМ). Энергия границ зерен оценивалась по формуле Маллинса методом измерения двугранного угла канавки, которая образуется путем термического травления в месте выхода границы на свободную поверхность [3]. Статистика измерений составляла более 200 значений энергии для каждой температуры отжига.

Размер зерна оценивали методом секущей на РЭМ-изображениях. В образцах после термического травления при  $T=1500^\circ\text{C}$  и  $T=1600^\circ\text{C}$  в течение часа размер зерна варьируется в интервале  $d = (0,1 - 1,4)$  мкм, со средним значением  $d = 0,5$  мкм. Отжиг при  $T=1650^\circ\text{C}$  в течение двух часов приводит к росту зерен до  $d = (0,6 - 2,1)$  мкм.

На рис. 1 представлено АСМ-изображение структуры керамики после термического травления при  $T=1600^\circ\text{C}$  (а) и профиль поперечного сечения границы, показанный отрезком АБ на рис. 1 а (б). Видно, что структура неоднородна, наряду с зернами размерами в несколько микрон, наблюдаются мелкие зерна  $d = (100 - 300)$  нм.

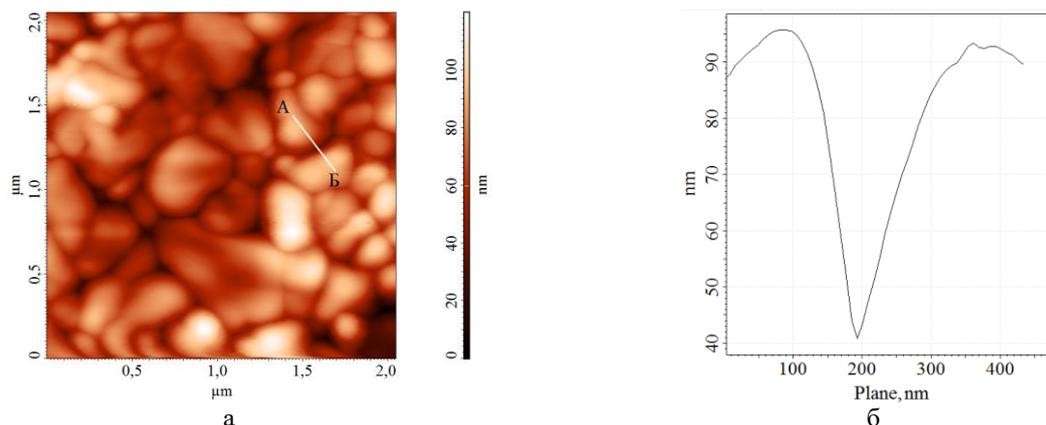


Рис. 1. АСМ-изображение структуры керамики Y-TZP после термического травления при  $T=1600^{\circ}\text{C}$  (а) и профиль поперечного сечения границы зерна (б)

Полученные значения энергии границ для разных температур термического травления представлялись в виде интегральных функций распределения (ИФР) (рис. 2).

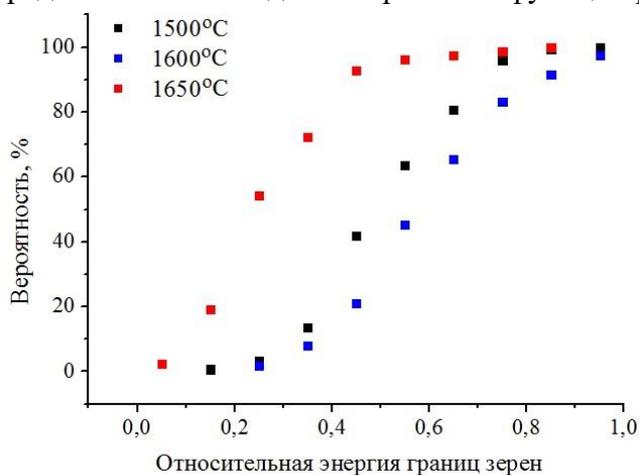


Рис.2. Интегральные функции распределения относительной энергии границ зерен в Y-TZP

Видно (рис.2), что все три ИФР лежат в близких интервалах значений относительной энергии границ зерен, однако их вид различен. ИФР энергии границ зерен в Y-TZP после отжига при  $T = 1500^{\circ}\text{C}$  и  $T = 1600^{\circ}\text{C}$  имеют Гауссов вид, для которого характерны хвосты в низкоэнергетической области. Доля низкоэнергетических границ  $\gamma < 0,5$ , составляет 50%. Отжиг при  $T = 1600^{\circ}\text{C}$  приводит к смещению ИФР энергии границ зерен в высокоэнергетической области  $\gamma > 0,5$  в сторону больших энергий. Что противоречит классическому термическому поведению, наблюдаемому в чистых материалах, при котором увеличение

температуры ведет к снижению энергии за счет уменьшения энтропийного вклада. Это связано с ростом объемной растворимости и десегрегации границ зерен с увеличением температуры. Подобное атермическое поведение энергии границ зерен наблюдали в работе [3] в оксиде алюминия с разным содержанием стабилизирующей добавки.

ИФР энергии границ зерен, характерная для образцов в Y-TZP после отжига при  $T = 1650^{\circ}\text{C}$  имеет степенной вид, что говорит о том, что значения в области низких энергий наиболее вероятны. Доля низкоэнергетических границ  $\gamma < 0,5$  составляет 95%. Уменьшение энергии зернограницного ансамбля обусловлено двумя факторами: релаксацией границ вследствие более высокой температуры и увеличения длительности отжига, а также с их миграцией и обогащением иттрием в процессе роста зерен. Таким образом, оценка энергии ансамблей границ зерен позволяет судить о процессах, происходящих в структуре материалов при отжиге.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проекты FWRW-2021-0009 и FWRW-2021-0011.*

1. Watanabe T. Grain boundary design for desirable mechanical properties // Journal de Physique Colloques. 1988. V.49. P. 507–519. doi: 10.1051/jphyscol:1988562.
2. Rohrer G. S. The role of grain boundary energy in grain boundary complexion transitions // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 2016. V. 20, No 5. P. 231–239. doi: 10.1016/j.cossms.2016.03.001.
3. Kelly M. N., Bojarski S. A., Rohrer G. S. The temperature dependence of the relative grain-boundary energy of yttria-doped alumina // J. Am. Ceram. Soc. 2017. V.100, No 2. P. 783–791. doi: 10.1111/jace.14488.

## ВЛИЯНИЕ УДАРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ

Красновейкин В.А., Дружинин Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время при создании ответственных конструкций современной авиакосмической техники широко применяются углепластиковые композиты (УПК). Это обусловлено их высокими удельными прочностными характеристиками (пределы упругости, прочности, модуль Юнга). Для надежной и безопасной работы изделия требуется обеспечить, помимо высокой прочности, заданные динамические характеристики (коэффициенты демпфирования, собственные формы и соответствующие им частоты). Они зависят от состава и структуры композита, конфигурации создаваемых деталей, их компоновкой. Во избежание выхода изделия из строя, необходимо учитывать динамические характеристики используемых материалов как в исходном, так и в частично поврежденном состоянии. Это особенно актуально для тонких композитов как более уязвимых к ударам.

В данной работе методом лазерной виброметрии проведен модальный анализ листовых образцов углепластикового композита, имеющих различную толщину и подвергнутые циклам ударных повреждений с энергией 3-12 Дж. Получена первая собственная форма при испытании на пьезоэлектрическом преобразователе. Получены зависимости коэффициента демпфирования от количества ударов для различных толщин композита для первой собственной формы колебаний. Установлены особенности изменения коэффициента демпфирования для выбранных толщин и энергий, определены значения энергии ударных повреждений, при которых происходят наибольшие изменения коэффициента демпфирования.

Для исследования были использованы углеродные композиционные материалы размерами 98x74 мм толщиной 1,1, 2, 4,5 мм. Для оценки степени устойчивости композитов к ударным повреждениям в пластинах были нанесены серии повреждений (до 5 ударов на образец) с энергией удара 3, 9 и 12 Дж согласно стандарту ГОСТ 33496-2015. При нанесении серии ударов по образцу их энергия оставалась постоянной.

После каждого удара, образец композита закреплялся консольно между двух пластин для определения коэффициента демпфирования. При этом к пластинам прикреплялся пьезокерамический преобразователь ССН-5938D-28LBPZT-4 мощностью 40 Вт. Для выявления исследуемых модальных составляющих и определения коэффициентов демпфирования в качестве возбуждающего импульса использовался частотно-модулированный импульсный сигнал типа «меандр»: частота следования импульсов 25 Гц; модуляция частоты осуществлялась в диапазоне от 100 Гц до 5 кГц. Одновременно с подводом импульсов возбуждения, проводилось сканирование образца в диапазоне частот от 5 Гц до 5 кГц с использованием лазерного доплеровского вибromетра PSV-500-3D-NV.

Были получены зависимости изменения коэффициента демпфирования, измеренного на первой изгибной резонансной моде углепластиковых композитов. Наиболее чувствительными к ударным повреждениям является композит толщиной 1,1 мм. После нанесения первого удара коэффициент демпфирования композитов данной толщины уменьшается в 8,07 (с  $28,9 \times 10^{-3}$  до  $3,58 \times 10^{-3}$ ), 1,86 (с  $28,9 \times 10^{-3}$  до  $15,5 \times 10^{-3}$ ) и 1,95 (с  $28,9 \times 10^{-3}$  до  $14,8 \times 10^{-3}$ ) раза относительно неповрежденного состояния при энергии 3, 9, 12 Дж, соответственно. При этом образцы толщиной 1,1 мм не получили сквозного повреждения после 5 ударов по 3 Дж (только расщепления и трещины). При однократных ударах в 9 и 12 Дж образцы толщиной 1,1 мм получили большие трещины, произошло разрушение волокон с образованием пробоины. При нанесении второго и последующих ударов с энергией 3 Дж коэффициент демпфирования композита толщиной 1,1 мм линейно убывает, и после нанесения пятого удара уменьшается в 41,52 раза (с  $28,9 \times 10^{-3}$  до  $0,696 \times 10^{-3}$ ) по сравнению с неповрежденным состоянием.

Образцы с толщиной 2 и 4,5 мм менее чувствительны к повреждениям, и имеют сопоставимые значения коэффициентов демпфирования при нанесении циклов ударных повреждений с энергией 3, 9, 12 Дж. При этом у образцов толщиной 2 мм после первого удара в 3, 9 и 12 Дж коэффициент демпфирования уменьшается в 1,42 (с  $6,86 \times 10^{-3}$  до  $4,82 \times 10^{-3}$ ), 1,91 (с  $6,86 \times 10^{-3}$  до  $3,59 \times 10^{-3}$ ), 4,43 (с  $6,86 \times 10^{-3}$  до  $1,54 \times 10^{-3}$ ) раза соответственно. У образцов толщиной 4,5 мм после первого удара в 3, 9 и 12 Дж коэффициент демпфирования уменьшается в 2,06 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $4,98 \times 10^{-3}$ ), 2,36 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $4,36 \times 10^{-3}$ ), 3,34 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $3 \times 10^{-3}$ ) раза соответственно. У образцов толщиной 2 мм коэффициент демпфирования практически не меняется после второго и третьего удара с энергией 3 Дж.

При нанесении четвертого и пятого ударов с энергией 3 Дж коэффициент демпфирования у образцов толщиной 2 мм линейно убывает, уменьшаясь при этом в 5,75 раз (до  $1,19 \times 10^{-3}$ ) по сравнению с неповрежденным состоянием. При нанесении повторного удара 9 Дж образцу толщиной 2 мм коэффициент демпфирования уменьшается в 3 раза (с  $6,86 \times 10^{-3}$  до  $2,31 \times 10^{-3}$ ). При нанесении повторного удара 12 Дж образцу толщиной 2 мм коэффициент демпфирования сопоставим со значением коэффициента после первого удара.

У образцов толщиной 4,5 мм при нанесении повторных ударов с энергией 3, 9, 12 Дж коэффициент демпфирования линейно уменьшается в 3,46 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $2,97 \times 10^{-3}$ ), 3,74 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $2,75 \times 10^{-3}$ ), 6,2 (с  $10,3 \times 10^{-3}$  до  $1,66 \times 10^{-3}$ ) раз относительно неповрежденного состояния, соответственно.

На основе результатов лазерной доплеровской виброметрии установлены особенности динамических характеристик композитов с разной толщиной. Получены зависимости коэффициентов демпфирования при нанесении серии ударных повреждений (до 5 ударов) с энергиями 3, 9, 12 Дж для первой собственной моды образцов. Установлено, что наиболее стабильный динамический отклик имеют композиты толщиной 2 и 4,5 мм. Композит толщиной 1,1 мм продемонстрировал наименьшую стабильность демпфирующих характеристик даже при ударах с энергией 3 Дж. Кроме того, композит толщиной 1,1 мм оказался неспособным выдержать даже однократные удары в 9 и 12 Дж, вероятность получения которых в процессе эксплуатации существенна. При этом образцы толщиной 2 и 4,5 мм продемонстрировали сопоставимые демпфирующие характеристики. При этом стоит отметить, что образцы толщиной 2 мм без пробоин могут выдержать только 1 удар с энергией 9-12 Дж. Повторный удар приводит к сквозному разрушению образца. Таким образом, углепластиковые композиты толщиной 1,1 мм пригодны для изготовления слабонагруженных элементов конструкций, где не ожидается получения повреждений с энергией более 3 Дж. Образцы толщиной 2 мм предпочтительнее там, где энергия вероятных ударов может составлять до 9-12 Дж. В случае необходимости изготовления высоконагруженных ответственных конструкций, где требуется повышенная стойкость к ударным повреждениям, следует использовать композит толщиной 4,5 мм.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРИКЛАЗА ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Маевский К.К.

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

Исследования по динамическому сжатию геологических материалов важны для понимания состава и физического состояния глубинных недр Земли и других планет. Силикаты магния доминируют в мантии Земли и, как ожидается, станут основными фазами в скалистых экзопланетах [1]. Было отмечено, что наблюдалась диссоциация  $Mg_2SiO_4$  в окислы  $MgO$  и  $SiO_2$  при давлении 33 ГПа (давление в мантии Земли на глубине 1000 км). В связи с этим представляет большой научный и практический интерес изучение поведения периклаза  $MgO$ , с учетом наличия фазового перехода при высоких значениях давления [2].

Представлены результаты по моделированию ударно-волнового нагружения  $MgO$  по термодинамически равновесной модели [3]. Рассматривая компоненты исследуемого материал в области фазового перехода как смесь фазы низкого и фазы высокого давления, модель позволяет достоверно описывать и область полиморфного фазового перехода [4]. Результаты моделирования для  $MgO$  и данные, полученные на основании экспериментов, приведены на рис. 1 с учетом фазового перехода в переменных давление – сжатие.

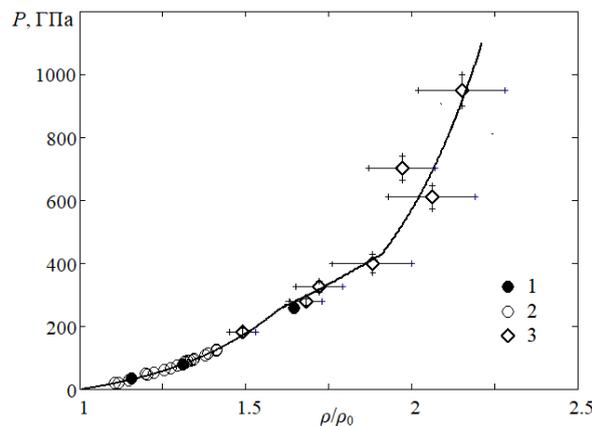


Рис. 1. Ударная адиабата для  $MgO$ . Данные: 1, 2 из [5] и 3 из [2]

Параметры, определенные для  $MgO$ , позволили непротиворечиво описать данные для энстатита  $Mg_2[Si_2O_6]$  и форстерита  $Mg_2SiO_4$ , рассматривая их как смесь оксидов  $MgO$  и  $SiO_2$  на уровне точности экспериментов. Результаты проведенного моделирования показывают, что расчеты по термодинамически равновесной модели соответствует имеющимся экспериментальным данным. Данная методика, в частности, дает возможность оценить вклад фазовых переходов в изменение плотности мантии Земли в областях давлений, соответствующих фазовым переходам исследуемых материалов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИГиЛ СО РАН, проект III.22.3.1.*

1. Duffy T.S., Smith R.F. Ultra-High Pressure Dynamic Compression of Geological Materials // *Front. Earth Sci.* 2019. V. 7:23. P. 1–20.
2. Miyanishi K., Tange Y., Ozaki N., Kimura T., Sano T., Sakawa Y., Tsuchiya T., Kodama R. Laser-shock compression of magnesium oxide in the warm-dense-matter regime // *Phys. Rev. E* 2015. V. 92. P. 023103.
3. Маевский К.К. Численное моделирование поведения карбидов при высокоэнергетическом воздействии // *ЖТФ.* 2022. Т. 92, №1. С. 100–107.
4. Маевский К.К., Кинеловский С.А. Термодинамические параметры смесей с нитридом кремния при ударно-волновом воздействии в представлениях равновесной модели // *ТВТ.* 2018. Т. 56, № 6. С. 876–881.
5. Levashov P.R., Khishchenko K.V., Lomonosov I.V., Fortov V.E. Database on shock-wave experiments and equations of state available via Internet // *AIP Conf. Proc.* 2004. V. 706. P. 87–90.

**АВТОСОЛИТОННАЯ КОНЦЕПЦИЯ СЕЙСМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА**

<sup>1,2</sup>Макаров П.В.

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

К настоящему времени в геодинамике на основе почти пятидесятилетних наблюдений за процессами миграции геофизических полей и миграций сейсмических активизаций сформировалась концепция медленных деформационных «волн» Земли. Показано, что наблюдаемые в геосредах медленные деформационные возмущения являются по своей физической природе автосолидонами. Такие деформационные автосолидонные возмущения в геосредах представляют из себя возмущения скорости деформации. Установлено, что наиболее общей математической моделью деформационных автосолидонных возмущений являются уравнения механики деформируемого твердого тела. Установлен новый класс решений уравнений МДТТ – это бегущие деформационные автосолитоны (медленные деформационные волны по сложившейся терминологии), стационарные автосолитоны – разломы, которые эволюционируют в пульсирующие автосолитоны при землетрясениях. Изучена структура фронтов бегущих автосолитонов, зависимости скорости фронтов от скорости нагружения и реологии среды. Подробно изучены особенности генерации, распространения и структуры внутриразломных и межразломных деформационных автосолидонных возмущений. Полученные результаты позволили сформулировать новую автосолидонную концепцию медленных деформационных «волн» в Земле и сейсмического процесса в целом.

*Работа выполнена частично в рамках проекта РНФ 19-17-00122 и частично в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.*

**ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ РАСПЛАВА  
НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВЕ  $Al_{86}Ni_2Co_6Gd_6$  ПРИ ЗАКАЛКЕ**<sup>1</sup>Меньшикова С.Г., <sup>2</sup>Щелкачев Н.М., <sup>2</sup>Бражкин В.В.<sup>1</sup>*Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН, Ижевск*<sup>2</sup>*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Троицк*

Прогресс в понимании процессов структурообразования, протекающих в стеклообразующих расплавах типа Al-ПМ-РЗМ (ПМ-переходный металл, РЗМ-редкоземельный металл) в области эвтектики, а так же в изучении влияния экстремальных воздействий (высоких давления, температуры и скорости охлаждения) на процессы их затвердевания имеет высокую научную значимость и актуальность.

Цель работы заключалась в изучении возможности формирования новых фаз в сплаве типа Al-ПМ-РЗМ,  $Al_{86}Ni_2Co_6Gd_6$ , при быстром затвердевании его расплава под высоким давлением, а также исследовании структурных особенностей высокотемпературного расплава при малом и высоком давлениях.

Для экспериментальных исследований образцы получали под высоким давлением в камере типа «тороид». Схема эксперимента: установление давления→импульсный нагрев→выдержка при установленных давлении и температуре→охлаждение без сброса давления до комнатной температуры→уменьшение высокого давления до атмосферного. При увеличении давления до 10 ГПа температура ликвидуса смещается на 200 градусов по отношению к равновесной температуре ликвидуса сплава. Температуры закалки расплава выбраны с учетом данного смещения. Методами оптической и электронной микроскопии показано, что в образцах, полученных в зависимости от высокого давления (до 10 ГПа) и температуры (до 1800 К), при давлении выше 5 ГПа формируются новые фазы:  $Al_3(Gd)^*$  (по типу  $Al_3U$ ), со структурой примитивного куба (сP4/2) с параметром решетки  $a=4.285\pm 0.002 \text{ \AA}$  и  $Al_8Co_4Gd^*$  (по типу  $Al_8Cr_4Gd$ ) с тетрагональной структурой (tI26/1) с параметрами  $a=8.906\pm 0.003 \text{ \AA}$  и  $c=5.150\pm 0.003 \text{ \AA}$ . Образцы однородные, плотные, структура мелкокристаллическая с высокими механическими свойствами.

Структурные исследования расплава выполняли методом функционала плотности на основе VASP (The Vienna Ab initio Simulation Package). Рассматривали элементарные ячейки из 512 атомов с периодическими граничными условиями, в Гамма-точке. Энергия отсечки базиса плоских волн 500 эВ. Ввиду малых концентраций Ni, Co и Gd, моделирование расплава методом квантовой молекулярной динамики производили с использованием 10 независимых реплик расплава с разным начальным случайным расположением атомов. Случайные начальные конфигурации создавали на основе потенциала взаимодействия твердых сфер между атомами и классического (LAMMPS) молекулярно-динамического моделирования. Наиболее неупорядоченные конфигурации затем отбирали алгоритмом УСПЕХ. Равновесная конфигурация достигалась квантовым (VASP) молекулярно-динамическим моделированием системы в NPT ансамбле в течение не менее 10 пс с шагом 1 фс. Далее системы моделировали VASP в NVT ансамбле в термостате Нозе-Хувера при высоких температурах и давлениях. Изучение структурных особенности расплава при температуре 1800 К при давлениях 0 и 10 ГПа показало, что высокое давление оказывает влияние на локальное окружение гадолия и алюминия в расплаве, что приводит к формированию новых фаз. Исследование угловых корреляторов Нельсона-Штейнхарда показало, что в расплаве имеется некое количество икосаэдров. При нулевом давлении икосаэдров около 0.5 %, тогда как при повышении давления до 10 ГПа увеличивается до 4 %.

Результаты показывают принципиальную возможность использования метода затвердевания расплава под высоким давлением для изменения уровня свойств алюминиевых сплавов, применяемых в промышленности.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФ, проект № 22-22-00674.*

**УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: ОБОРУДОВАНИЕ, РЕЖИМЫ,  
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ**

<sup>1</sup>Назаров А.А., <sup>1</sup>Мурзинова М.А., <sup>1</sup>Мухаметгалина А.А., <sup>1</sup>Шаяхметова Э.Р., <sup>1</sup>Бачурин Д.В.,  
<sup>2</sup>Задорожный В.С.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*ООО «Ульттра-резонанс», Екатеринбург*

Ультразвуковая сварка (УЗС), как способ соединения металлов в твердой фазе, была изобретена в середине XX века и в настоящее время широко используется для сварки тонких листов, фольг, проводов в электронике, электротехнике, автомобильной промышленности и других отраслях [1]. В последние годы интерес материаловедов к исследованию УЗС значительно возрос в связи с появлением методов структурного анализа, которые позволяют количественно оценивать внутри- и межзеренные разориентировки, протяженность мало- и высокоугловых границ, микротекстуру и др. Такие данные позволяют установить связь между режимами сварки и структурой соединений, что является основой для повышения их качества и для развития методов моделирования, позволяющих исследовать структурные перестройки в материалах при быстропротекающих интенсивных воздействиях, как, например, молекулярная динамика. Повышенный интерес к УЗС связан и с появлением нового метода аддитивной технологии – ультразвуковой консолидации, основанной на послышной ультразвуковой сварке металлических фольг [2]. В связи с этим, актуальным представляется исследование изменений структуры материалов и формирования сварного шва при различных комбинациях параметров сварки - амплитуды колебаний, статической нагрузки, времени (или внесенной энергии), конструктивными особенностями оборудования (волновода, наконечника) и т.д.

В настоящей работе приводятся результаты исследований и структуры и свойств соединений меди, никеля и титана, полученных УЗС, а также сделана попытка моделирования сварки меди с помощью метода молекулярной динамики.

Для реализации процесса УЗС была использована экспериментальная установка, состоящая из ультразвукового генератора УЗГ-10, магнитострикционного преобразователя ПМС-15А-18, полуволнового сварочного волновода и пружинного пресса. На наконечнике волновода и наковальне были нанесены насечки глубиной около 0.4 мм, обеспечивающие передачу колебаний соединяемым листам.

Для сварки из листов металлов толщиной 0.2, 0.5, 0.8 мм вырезали пластины длиной 30-40 мм и шириной 15-20 мм. Свариваемые пластины укладывали на наковальню внахлест, прижимали с помощью пружинного пресса сварочным наконечником к наковальне и сваривали под действием приложенного сжимающего усилия, с заданной амплитудой в течение заданного времени. Структуру сварных соединений исследовали в их поперечном сечении, проходящем через середину сварной точки. Микроструктуру анализировали методами сканирующей электронной микроскопии в режимах отраженных и обратно рассеянных электронов (BSE, EBSD). Прочность соединений на срез определяли в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств». В ходе испытаний записывали диаграмму растяжения, определяли максимальное усилие разрушения сварной точки и оценивали прочность соединений как отношение максимального усилия к площади сварного наконечника.

Исследования показали, что при УЗС в режимах, обеспечивающих достаточное качество соединений, происходит значительный нагрев материалов. Так, измерения температуры с помощью тонких термопар, помещенных в зону сварки, показывают, что при УЗС меди температура может составлять 300-500°C, а при сварке титана – 650°C и выше. Из микроструктурных исследований соединений титана можно заключить, что в них в процессе УЗС происходит полиморфное превращение  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ , то есть, достигается температура около 900°C.

Характерным для сварки меди и никеля является формирование в области шва ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, что связано с развитием рекристаллизации под воздействием высокоскоростной знакопеременной деформации (Рис. 1 а,б). Вне этой зоны размер зерен значительно не меняется, но в структуре обнаруживается значительная доля малоугловых границ, которые формируются за счет деформации. При сварке титана образуется зона термомеханического воздействия (ЗТМВ), в которой происходит существенный рост зерен (Рис. 1 в). Из результатов ориентационного анализа структуры соединений листов титана следует, что в ЗТМВ происходит полиморфное превращение  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ .

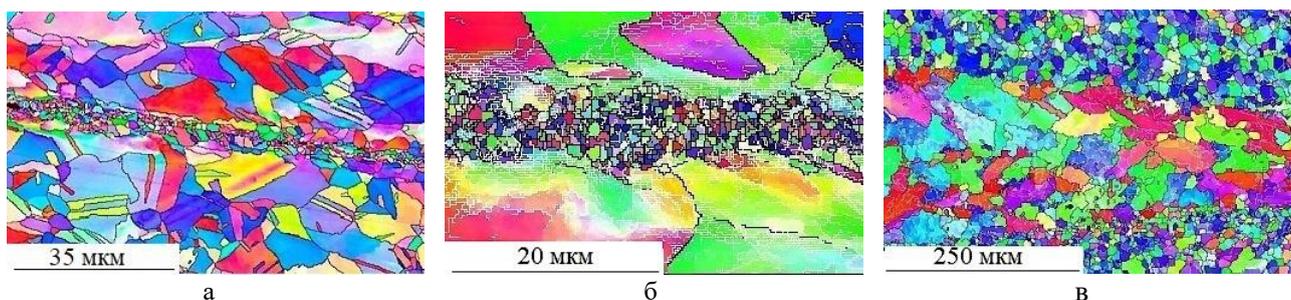


Рис. 1. Микроструктура области сварного шва в соединениях Cu-Cu (а), Ni-Ni (б) и Ti-Ti (в), полученных УЗС

Прочность на срез соединений, полученных УЗС, составила около 36 МПа для меди, 70 МПа для никеля и около 95 МПа для титана.

Для молекулярно-динамического моделирования процесса УЗС была построена исходная структура, представленная на рис. 2. При моделировании нижняя часть нижнего блока зафиксирована, к верхней прикладываются внешнее давление и синусоидальные смещения.

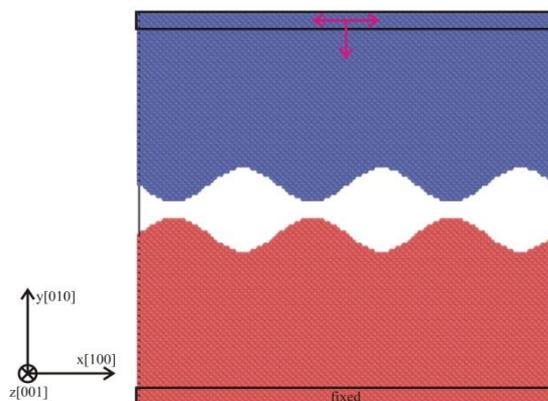


Рис. 2. Схема атомной системы, использованной при моделировании УЗС меди

В процессе моделируемой сварки происходит интенсивный нагрев, деформация выступов на поверхностях блоков, что приводит к изменениям атомной структуры в области соединения, к образованию и росту очагов схватывания. Будут приведены результаты исследования зависимости этих структурных изменений от времени при различных значениях приложенного к блокам давления.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФ № 22-19-00617 (в части экспериментального исследования и моделирования УСЗ меди) и государственного задания ИПСМ РАН (в части исследования УСЗ никеля и титана).*

1. Graff K. Ultrasonic metal welding // *New Developments in Advanced Welding*. Woodhead: Cambridge. 2005. P. 241–269.
2. Hehr A., Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing // *Rapid Protot. J.* 2020. V. 26. P. 445–458.

## МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО- И НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

<sup>1</sup>Невский С.А., <sup>1,2</sup> Коновалов С.В., <sup>1</sup> Сарычев В.Д., <sup>1,2</sup>Осинцев К.А., <sup>1</sup>Громов В.Е.

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева, Самара

Изучено формирование поверхностных субмикро- и наноструктур в высокоэнтропийных сплавах AlCoCrFeNi и CrMnFeCoNi при облучении электронным пучком с плотностью энергии 10 – 30 Дж/см<sup>2</sup> с позиции гидродинамических представлений о возникновении комбинированной термокапиллярной, концентрационно-капиллярной и термоэлектрической неустойчивости на границе расплав / плазма. Установлено, что увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к возрастанию размеров ячеек кристаллизации и прослоек между ними. Оно обусловлено, тем что при  $E_s > 10$  Дж/см<sup>2</sup> значимыми становятся потери плотности мощности на испарение вещества, которые снижают значение градиента температуры. Анализ дисперсионного уравнения в низкочастотном приближении без учета влияния термоэлектрического поля в граничных условиях для касательного напряжения позволил установить наиболее близкие к экспериментальным данным по размерам ячеек кристаллизации значениями длины волны, при которой наблюдается максимум скорости роста возмущений. Ее значение составляет 186 нм для сплава AlCoCrFeNi при условии, что 30% мощности пучка электронов теряются на испарение. В случае сплава CrMnFeCoNi –  $\lambda_m = 430$  нм для при  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup> (рис. 1.). При учете термоэлектрического поля в граничных условия для сплава AlCoCrFeNi –  $\lambda_m$  принимает значение 189 нм, а для сплава CrMnFeCoNi увеличивается до 454 нм.

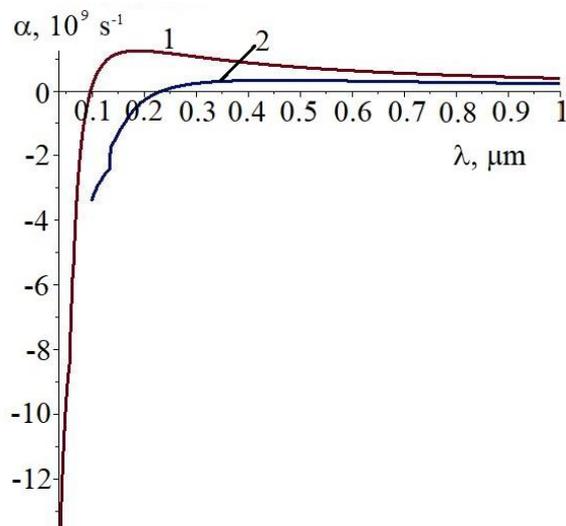


Рис. 1. Зависимости скорости роста возмущений поверхности расплава от длины волны при  $E_s = 30$  Дж/см<sup>2</sup> и учете влияния термоэлектрического поля в граничных условиях для касательных напряжений (1 – AlCoCrFeNi; 2 – CrMnFeCoNi)

При давлении отдачи паров  $\sim 10^9$  Па значение  $\lambda_m$  для AlCoCrFeNi остается равным 189 нм, тогда как для CrMnFeCoNi наблюдается ее увеличение до 477 нм.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 20-19-00452).*

**ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ CU НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ**

Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

При аддитивном производстве титановых сплавов образуется структура с крупными столбчатыми зёрнами первичной  $\beta$ -фазы, что приводит к анизотропии механических свойств и как следствие к преждевременному разрушению изделия во время эксплуатации. Попытки оптимизировать технологические параметры аддитивного производства не привели к условиям, способствующим равноосному росту зёрен титана [1]. Подавить рост столбчатых  $\beta$ -зёрен можно за счёт введения во время печати небольшого содержания легирующих элементов. В работе [2] Cu добавляли в процессе осаждения титанового сплава с помощью лазерного осаждения металла, где полностью равноосные  $\beta$ -зёрна формировались при добавлении 6,5 вес.% Cu. Интерес к полиметаллическим системам VT6/Cu связан с использованием их для производства сложно-профильных изделий для авиакосмического назначения с повышенными эксплуатационными и механическими характеристиками. Целью данной работы являлось исследование изменений микроструктуры и механических свойств титанового сплава VT6, вызванных различными добавками Cu во время электронно-лучевого аддитивного производства.

Методом электронно-лучевой аддитивной технологии были выращены стенки VT6 с добавлением Cu 0,6 вес.%, 1,6 вес.%, 6 вес.% и 9,7 вес.%. Методами оптической и растровой микроскопии было установлено, что VT6-0,6Cu и VT6-1,6Cu характеризуются  $\alpha+\beta$  пластинчатой структурой и структурой Видманштеттена. Введение 6 вес.% Cu в VT6 способствует формированию в микроструктуре игольчатой  $\alpha$ -фазы,  $\alpha'$ -мартенсита и интерметаллида  $Ti_2Cu$ . В структуре VT6-6Cu присутствуют области  $\alpha + Ti_2Cu$ , образовавшиеся в результате эвтектоидного превращения  $\beta \rightarrow \alpha + Ti_2Cu$ . Вблизи таких областей формируется мартенсит. В образце VT6-9,7Cu формируется преимущественно,  $\alpha'$ -мартенсит, игольчатая  $\alpha$ -фаза и  $Ti_2Cu$ . По сравнению с предыдущими образцами структура VT6-9,7Cu становится ещё тоньше и мельче.

Испытания образцов на растяжение показали, что в целом для всех образцов с увеличением концентрации Cu увеличивается значение предела прочности и уменьшается значение относительного удлинения. При добавлении 0,6 вес.% и 1,6 вес.% Cu в VT6 значение предела прочности практически не изменяется по сравнению с наплавленным VT6 без добавок меди. При этом значения относительного удлинения для VT6-0,6Cu и VT6-1,6Cu сильно различаются и зависят как от направления печати, так и от высоты наплавленного VT6. С увеличением содержания Cu до 6 вес.% и 9,7 вес.% в средней части наплавленных VT6-6Cu и VT6-9,7Cu достигается наибольшее значение предела прочности, которое составляет 1090 МПа и 1300 МПа соответственно. При этом значения относительного удлинения для этих образцов минимальны и не превышают 1-3%. Очевидно, что повышение предела прочности связано с измельчением зеренной структуры, включая переход от столбчатых зёрен к равноосным; твердорастворным упрочнением и дисперсионным упрочнением за счёт выделения частиц  $Ti_2Cu$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Herzog D., Seyda V., Wycisk E. Additive manufacturing of metals // Acta Materialia. 2016. V. 117. P. 371–392.
2. Zhang D., Qiu D., Gibson M.A. et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys // Nature. 2019. Vol. 576. P. 91–95.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРА ОГРАНИЧЕНИЯ РОСТА ЗЕРЕН В СПЛАВЕ ВТ6  
ПРИ ДОБАВЛЕНИИ Cu**

Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В аддитивных титановых сплавах происходит эпитаксиальный рост крупных первичных столбчатых зерен  $\beta$ -Ti. Формированию таких зерен способствуют относительно небольшие ванны расплава, большие скорости охлаждения и высоконаправленный отвод тепла. Столбчатые зерна обычно считаются неблагоприятными, поскольку их присутствие может приводить к дефектам при затвердевании и анизотропии механических свойств. Получение микроструктур с мелкозернистой равноосной структурой титановых сплавов во время аддитивной обработки стало предметом многочисленных исследований. Возможность получения равноосных зерен во время аддитивного производства титановых сплавов зависит от факторов, вызывающих зародышеобразование и рост, таких как термические условия и состав сплава. Добавление различных элементов в расплав может привести к ускорению гетерогенного зародышеобразования. В настоящее время общепризнано, что измельчение первичных  $\beta$ -зерен связано как с наличием мощных ядер, так и с растворенным веществом, обеспечивающим конституциональное переохлаждение [1]. Относительный вклад растворенного вещества в конституциональное переохлаждение оценивается с помощью фактора ограничения роста зерен ( $Q$ ), определяемого уравнением:

$$Q = mc_0(k - 1) \quad (1)$$

где  $m$  – наклон ликвидуса,  $c_0$  – концентрация растворенного вещества в расплаве,  $k$  – коэффициент распределения. Доказано, что фактор ограничения роста эквивалентен начальной скорости развития конституционально переохлажденной зоны [2]. Растворенные вещества с высоким фактором ограничения роста сильно опережают продвигающуюся границу раздела и приводят к быстрому нарастанию конституционального переохлаждения. Чем быстрее развивается конституционально переохлажденная зона, тем раньше может произойти дальнейшее зародышеобразование перед продвигающейся границей раздела твердое тело-жидкость и тем меньше будет результирующий размер зерна. Целью работы являлось определение фактора ограничения роста зерен при электронно-лучевой аддитивной печати ВТ6 с различным содержанием Cu.

При получении сплава ВТ6 методом электронно-лучевой аддитивной технологии с добавлением Cu 0,6 вес.%, 1,6 вес.%, 6 вес.% и 9,7 вес.% было установлено, что значение  $Q$  для ВТ6-0,6Cu, ВТ6-1,6Cu, ВТ6-6Cu и ВТ6-9,7Cu, рассчитанное по выражению (1), составляет 11,9 К, 18,4 К, 47 К и 71 К соответственно. В ВТ6 без добавления Cu растворенные Al и V обеспечивают незначительное структурное переохлаждение, при этом значение  $Q$  составляет всего 8 К [3], поэтому в этом сплаве растут широкие столбчатые зерна. В ВТ6-0,6Cu, ВТ6-1,6Cu значение  $Q$  невысокое, поэтому и происходит формирование столбчатой структуры с единичными равноосными зернами. В ВТ6-6Cu значение  $Q$  составляет 47 К, при этом в структуре сплава формируются смешанная столбчато-равноосная структура. И только при концентрации меди свыше 8 вес.% происходит полный переход от столбчатой структуры в равноосную, что подтверждается экспериментальными данными [3]. Таким образом, установлено, что чем больше значение  $Q$ , тем вероятнее осуществление перехода от столбчатых зерен к равноосным.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Schmid-Fetzer R., Kozlov A. Thermodynamic aspects of grain growth restriction in multicomponent alloy solidification // Acta Materialia. 2011. Vol. 59(15). P. 6133–6144.
2. Easton M.A., StJohn D.H. A model of grain refinement incorporating alloy constitution and potency of heterogeneous nucleant particles // Acta Materialia. 2001. Vol. 49(10). P. 1867–1878.
3. Zhang D., Qiu D., Gibson M.A. et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys // Nature. 2019. Vol. 576. P. 91–95.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

<sup>1</sup>Новицкая О.С., <sup>1</sup>Филиппов А.В., <sup>2</sup>Лычагин Д.В.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

При упрочнении стали Гадфильда реализуется комплекс механизмов, но роль каждого из них зависит от конкретных условий деформации [1–4] и требует детального изучения. Износостойкость, прочность и способность к деформационному упрочнению стали Гадфильда обусловили ее широкое применение в узлах трибосопряжения. Формирование износостойкой структуры поверхностного слоя при трении имеет свои особенности и нуждается в научном обосновании, основанном на детальном анализе накопления деформации, как этапа подготовки к разрушению поверхности.

В связи с этим целью работы является исследование ориентационной зависимости силы нормальной нагрузки и трения монокристаллов стали Гадфильда при сухом трении скольжения с учетом сложного напряженного состояния у поверхности трения на закономерности многоуровневой деформации и износа.

Для проведения экспериментальных исследований были выбраны монокристаллы с кристаллографической ориентацией осей нормальной нагрузки и трения в углах стандартного стереографического треугольника и близкие к ним. Трение скольжения осуществлялось на трибометре TRIBO technic по схеме «палец-диск» при комнатной температуре. Исследования деформационного рельефа проводили на лазерном конфокальном микроскопе Olympus LEXT OLS4100. Разориентацию микрообластей определяли на сканирующем электронном микроскопе Tescan Mira 3 с использованием приставки для дифракции отраженных электронов. Тонкую деформационную структуру в непосредственной близости у поверхности исследовали на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100F.

На основе анализа деформационного рельефа и расчетов напряжения сдвига установлено, что в условиях одновременного действия сил нормальной нагрузки и трения, выявленная ранее для одноосной деформации зависимость скольжения и двойникования от кристаллографической ориентации оси деформации и знака приложенного напряжения, не наблюдается. При исследовании эволюции деформационного рельефа выявлена периодичность этапов развития деформации и разрушения при трении. Методом дифракции отраженных электронов и просвечивающей микроскопии показана связь локальной схемы напряженного состояния и закономерностей переориентации на макро- и мезо- уровнях для разных кристаллографических ориентаций оси нормальной нагрузки и трения. Установлено, что в условиях сухого трения скольжения в монокристаллах формируется деформационная градиентная структура, свидетельствующая об увеличении плотности дефектов и субграниц по мере приближения к поверхности трения, и определяющая степень упрочнения и подготовки материала к разрушению. Анализ частиц износа и поверхности трения показал, что в независимости от кристаллографической ориентации износ монокристаллов стали Гадфильда при сухом трении скольжения определяется механизмами окислительного, адгезионного и абразивного износа. По величине износа выделено два этапа, которые имеют разную ориентационную чувствительность.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

1. Astafurova E.G., Chumlyakov Y.I. Strain hardening upon twinning of [111], [144], and [011] single crystals of Hadfield steel // *Physics of Metals and Metallography*. 2009. Vol. 108, № 5. P. 510–518.
2. Ye D. et al. The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel // *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. Vol. 415, № 1–2. P. 104–117.

3. Bal B. et al. On the micro-deformation mechanisms active in high-manganese austenitic steels under impact loading // Mater. Sci. Eng. A. 2015. Vol. 632. P. 29–34.
4. Chen C. et al. Strain hardening and nanocrystallization behaviors in Hadfield steel subjected to surface severe plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2018. Vol. 729, № May. P. 178–184.

**ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Co-Cr-Fe-Mn-Ni**<sup>1,2</sup>Осинцев К.А., <sup>1,2</sup>Коновалов С.В., <sup>1,3</sup>Иванов Ю.Ф., <sup>1</sup>Громов В.Е., <sup>1</sup>Панченко И.А.,  
<sup>1</sup>Ефимов М.О., <sup>1</sup>Пашкова Д.Д.<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*<sup>2</sup>*Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Самара*<sup>3</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют собой относительно новый класс металлических материалов, содержащих более 5 компонентов, содержание каждого из которых варьируется в диапазоне от 5 до 35 ат. %. ВЭС обладают рядом уникальных эффектов, таких как низкая скорость диффузии, высокое искажение кристаллической решетки, высокая конфигурационная энтропия смешения и др. Благодаря им ВЭС могут иметь высокую коррозионную стойкость и износостойкость, хорошее сочетание прочности и пластичности, что делает их перспективными для применения во многих отраслях промышленности. Поскольку в настоящее время лишь ограниченное число работ посвящено теме влияния внешних энергетических воздействий на структуру и свойства ВЭС, целью данной работы является исследование влияния электронно-пучковой обработки на структуру поверхности высокоэнтропийного сплава системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni, изготовленного с помощью проволоочно-дугового аддитивного производства. Объектом исследования являлись образцы ВЭС, изготовленные с помощью электродуговой наплавки плавящимся электродом в среде защитного газа аргона (99,9 %) и облучения высокоинтенсивным (частота следования импульсов  $0,3 \text{ с}^{-1}$ ) импульсным (количество импульсов облучения 3) электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия (50 мкс) с различной плотностью пучка электронов, варьирующейся от 10 до 30 Дж/см<sup>2</sup>. В качестве плавящегося электрода использовалась проволока диаметром 1,2 мм, состоящая из трех скрученных жил: чистая кобальтовая проволока с  $\varnothing 0,47 \text{ мм}$ ; сварочная проволока Autrod 16.95 с  $\varnothing 0,74 \text{ мм}$  и X20N80 с  $\varnothing 0,4 \text{ мм}$ .

Исследование микроструктуры поверхности осуществлялось с помощью растрового электронного микроскопа, а определение размеров ячеек кристаллизации – по методу пересечений. Методом энергодисперсионной спектроскопии установлено, что сплав в исходном состоянии имеет неэквивалентный состав и содержит Cr 15,5 ат. %, Mn 3,1 ат. %, Fe 38,9 ат. %, Co 24,6 ат. %, Ni 17,9 ат. %. Результаты исследования микроструктуры поверхности показали, что высокоэнтропийный сплав системы Co-Cr-Fe-Mn-Ni, полученный с помощью проволоочно-дугового аддитивного производства имеет дендритную структуру, ориентированную вдоль отвода тепла при кристаллизации. Поперечный размер вытянутых зерен составляет 7 мкм, а продольный – до 3 мм. Картирование поверхности с помощью энергодисперсионного микроанализа показало равномерное распределение химических элементов в микроструктуре наплавленного материала. Электронно-пучковая обработка не изменила химический состав исследуемого материала, однако привела к первичной рекристаллизации поверхностного слоя и формированию ячеек округлой формы. С увеличением плотности энергии пучка электронов размер ячеек линейно растет с  $220 \pm 20 \text{ нм}$  (при 10 Дж/см<sup>2</sup>) до  $441 \pm 17 \text{ нм}$  (при 30 Дж/см<sup>2</sup>). Толщина расплавленного слоя также увеличивается, и ее величина изменяется от 0,8 мкм до 5 мкм.

Таким образом, облучение образцов высокоэнтропийного сплава высокоинтенсивным импульсным электронным пучком с плотностью энергии от 10 до 30 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается преобразованием структуры поверхностного слоя сплава, а именно, формированием структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации. Изменения толщины обработанного слоя и размеров ячеек кристаллизации пропорционально зависят от плотности энергии пучка электронов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ No 20-19-00452.*

## ИЗМЕНЕНИЕ ПОДАТЛИВОСТИ БАЛКИ КВАДРАТНОГО СЕЧЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ 3-х ТОЧЕЧНЫМ ПРОГИБОМ

<sup>1</sup>Пажин А.А., <sup>2</sup>Дерюгин Е.Е., <sup>2</sup>Еремин М.О.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В инженерных приложениях всегда актуальной проблемой является получение и использование упрощенных аналитических уравнений для экспрессного расчета механических свойств материалов, используя данные эксперимента. В частности, большой интерес для механиков представляет стадия предразрушения, связанная с зарождением и стабильным распространением трещины до момента спонтанного разрушения образца. На данной стадии происходит существенное увеличение податливости образца  $\eta$ , которая определяется как отношение упругого прогиба балки  $l_e$  к приложенной силе  $P$ :  $\eta = l_e/P$ . Изменение податливости образца  $d\eta/dl$  лежит в основе фундаментального уравнения, определяющего интенсивность высвобождения упругой энергии по мере распространения трещины [1–3]:

$$G = (P^2/2a)d\eta/dl, \quad (1)$$

где  $P$  – внешняя нагрузка,  $a$  – толщина образца,  $l$  – длина трещины.

Наиболее простым в качестве экспериментального исполнения, теоретического и числового расчета является нагружение балки 3-х точечным изгибом [4, 5].

В данной работе предлагается универсальная формула для расчета удельной энергии разрушения на основе численных расчетов методами конечных элементов задачи о 3-х точечном изгибе балки квадратного сечения, положенной ребром на опоры. Такое нетрадиционное расположение балки на опорах, как показывает опыт [6], способствует продлению стадий пластической деформации и стабильного распространения трещины.

Можно показать, что упругий прогиб балки квадратного сечения без трещины под действием силы  $P^*$  в опытах на 3-х точечный изгиб не зависит от способа расположения балки на опорах и равен  $\lambda_e = P^*L^3/(4Ea^4)$ , где  $L$  – расстояние между опорами,  $E$  – модуль Юнга,  $a$  – сторона квадрата. Точно такой же прогиб испытывает балка длиной  $l_0 = L/2$ , заделанная в жесткое основание, под действием силы  $P = P^*/2$ , приложенной на конце балки. Определим изменение податливости балки в процессе распространения трещины. Распространение трещины можно представить в виде отслаивания балки от жесткого основания путем продвижения прямолинейной границы отслаивания в направлении внешней приложенной силы.

Описание задания параметров в системе ANSYS.

В расчётах использовали следующие величины:  $a = 4$  мм,  $l_0 = 20$  мм,  $E = 200$  ГПа,  $P = 50$  Н. Аналитический расчет податливости балки без трещины определяет значение  $\eta = \lambda_e/P = 4l_0^3/(Ea^4) = 62.5$   $\mu\text{m}/\text{N}$ . Численный расчет дает величину  $\eta = 63.6$   $\mu\text{m}/\text{N}$ , которая отличается от значения 62.5  $\mu\text{m}/\text{N}$  незначительно (на 1.7%).

На рис. 1а приведена зависимость податливости  $\eta$  от относительной величины длины трещины  $l/a$ , полученная с использованием программного обеспечения ANSYS. Эта зависимость хорошо описывается полиномом 5-й степени:

$$\eta, \mu\text{m}/\text{N} = 6.362 \cdot 10^{-1} + 9.38 \cdot 10^{-3} \cdot \frac{l}{a} + 8.134 \cdot 10^{-5} \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^2 + 1.922 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^3 - 3.378 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^4 + 3.505 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^5. \quad (2)$$

Подобное выражение рекомендовано для расчета податливости стандартных образцов в испытаниях на 3-х точечный изгиб [7].

Производная выражения (2) по длине трещины  $l$  определяет изменение податливости по мере увеличения ее длины:

$$\frac{d\eta}{dl} = 2.636 \cdot 10^{-3} + 7.215 \cdot 10^{-2} \cdot \frac{l}{a} + 1.41 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^2 - 3.54 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^3 + 4.79 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^4. \quad (3)$$

Зависимость изменения податливости от длины трещины представлена на рис. 1б кривой синего цвета. Подобную зависимость можно получить и численным методом, определяя изменение тангенса угла прямой, проходящей через соседние точки на графике зависимости  $\eta(l/a)$  (рис. 1а). Результат численного расчета представлен на рис. 1б кривой красного цвета.

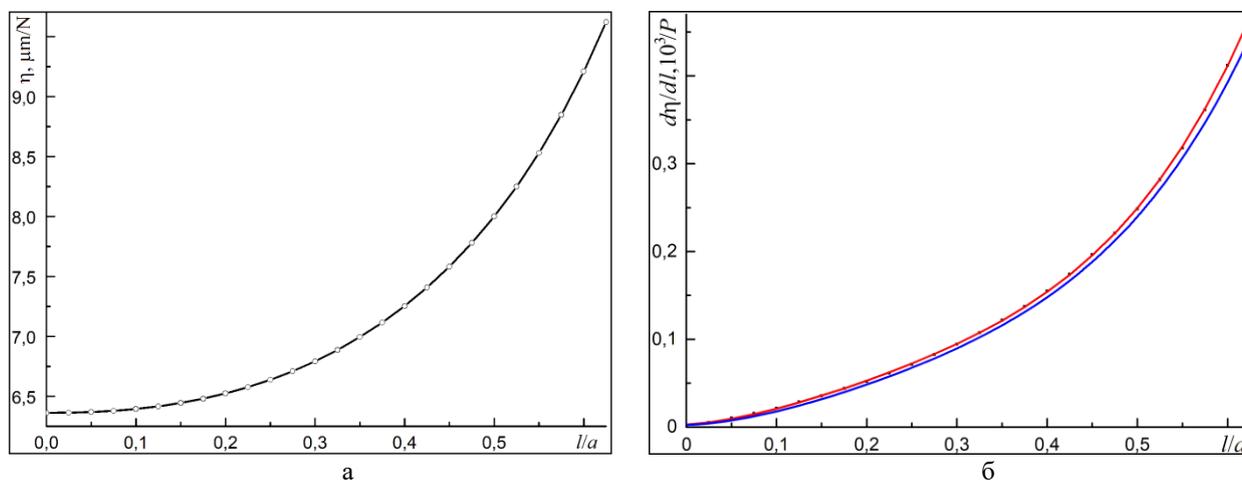


Рис. 1. Зависимости от длины трещины податливости  $h$  (а) и изменения податливости  $dh/dl$  образца (б)

Уравнение (3) можно использовать при вычислении трещиностойкости материала по формуле (1) с использованием экспериментальных измерений длины трещины в процессе нагружения образцов 3-х точечным изгибом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-29-00438).*

1. Broek D. Elementary engineering fracture mechanics. Leyden. – 1974.
2. Anderson T.L. Fracture Mechanics. Third edition. NY. Taylor&Francis. – 2005.
3. Sun R.J., Jin Z.H. Fracture Mechanics. Kilmington, Oxford. Academic Press. – 2012.
4. Паймушин В.Н., Тарлаковский Д.В., Холмогоров С.А. О неклассической форме потери устойчивости и разрушении композитных тест-образцов в условиях трёхточечного изгиба // Учен. зап. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем. науки. 2016. Т. 158, кн. 3. С. 350–375.
5. ГОСТР 56805-2015 (ИСО 14125:1998). Композиты полимерные. Методы определения механических характеристик при изгибе. Москва: Стандартинформ. 2016.
6. Гоморова Ю.Ф., Власов И.В., Наркевич Н.А., Дерюгин Е.Е. Влияние скорости деформации на диаграмму нагружения высокоазотистой стали 60X24AG16 // Труды Межд. конф. «Физическая мезомеханика материалов. Физические принципы формирования многоуровневой структуры и механизмы нелинейного поведения». 2022.
7. ASTM E 1820 – 08. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2008. <http://dx.doi.org/10.1520/E0008>.

**IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ Ti-6Al-4V ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ**

<sup>1</sup>Панин А.В., <sup>1</sup>Первалова О.Б., <sup>1</sup>Казаченок М.С., <sup>1</sup>Казанцева Л.А.,

<sup>1</sup>Мартынов С.А., <sup>2</sup>Святкин Л. А., <sup>2</sup>Сыртанов М.С.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Известно, что микроструктура 3D-напечатанных титановых изделий существенно отличается от микроструктуры аналогичных изделий, изготовленных методами литья и штамповки. В частности, микроструктура 3D-напечатанного титанового сплава Ti-6Al-4V, на долю которого приходится более 50% мирового производства всех титановых сплавов, может состоять из стабильных  $\alpha$  и  $\beta$  фаз, а также метастабильных  $\alpha'$  и  $\alpha''$  мартенситных фаз. Стабильность микроструктуры и объемная доля вторых фаз определяются распределением легирующих элементов в процессе высокоскоростного охлаждения ванны расплава и многократных циклов нагрева-охлаждения при нанесении последующих слоев. Соответственно перед разработчиками методов 3D-печати стоит актуальная задача детально исследовать неравновесную структуру 3D-напечатанных материалов, а также выяснить закономерности ее эволюции при различных условиях нагружения.

В работе представлены результаты *in situ* исследований эволюции микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, растянутых или подвергнутых нагреву в колонне просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Образцы были получены путем электронно-лучевого плавления проволоки Ti-6Al-4V на установке для проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия). Показано, что в процессе одноосного растяжения вблизи границ мартенситных реек  $\alpha$ -Ti развивается интенсивное дислокационное скольжение, которое является аккомодационным механизмом кристаллографического скольжения внутри реек  $\alpha$ -Ti. Граничное скольжение, которое может рассматриваться как ротационный механизм деформации, приводит к переориентации кристаллической решетки  $\alpha$ -Ti вблизи межфазной границы. В переориентированных областях решетки  $\alpha$ -Ti, в местах, обогащенных ванадием, развиваются вызванные деформацией  $\alpha/\alpha' \rightarrow \alpha''$  превращения.

Нагрев 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V в колонне ПЭМ до температуры 900 °C приводит к образованию орторомбической  $\alpha''$  фазы в прослойках остаточной  $\beta$  фазы. Использование просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения позволило детально исследовать микроструктуру вторых фаз. Изменение объемной доли вторых фаз в образцах Ti-6Al-4V при повышенных температурах оценивали методом дифрактометрии синхротронного излучения в режиме *in situ*. Проведены *ab initio* расчеты полной энергии ГПУ, ОЦК и орторомбической решеток титана, содержащих различную концентрацию алюминия и ванадия, позволяющие обосновать возможность формирования орторомбической  $\alpha''$  фазы в образцах титанового сплава Ti-6Al-4V.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).*

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА 12Х18Н9Т-25%БрАМц9-2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА**

Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Метод электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) позволяет получать материалы из двух компонентов [1], что является очень привлекательной возможностью - получать изделия, сочетающие в себе свойства двух и более компонентов. Нержавеющая сталь 12Х18Н9Т, благодаря хорошему сочетанию хорошей коррозионной стойкости [2], удовлетворительному поведению при истирании [3], значительной усталостной прочности и прочности при ползучести [4], широко используются в различных отраслях промышленности [5]. Алюминиевая бронза – материал, обладающий хорошими свойствами пластичности и коррозионной стойкости, активно применяется в судостроении [6]. Так как метод ЭЛАП обладает возможностью одновременной печати двумя проволоками, то целью работы является исследовать микроструктуру и механические свойства композита сталь-бронза, полученного электронно-лучевой аддитивной технологией.

Образцы нержавеющей стали получали путем плавления проволочного филамента на установке электронно-лучевого аддитивного производства. При получении композита бронза-сталь на установке электронно-лучевого аддитивного производства осуществлялось плавление и последующая кристаллизация в виде слоя одновременно подаваемых в фокус электронного пучка двух проволочных филаментов: нержавеющей стали и алюминиевой бронзы.

Методом оптической микроскопии была исследована микроструктура полученных образцов. Микроструктура нержавеющей стали имеет типичную для данного материала литую микроструктуру. Микроструктура композита представлена выделениями бронзы по границам структурных элементов. Установлено, что все полученные образцы не содержат дефектов.

Более детальная оценка микроструктуры была дана методами растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Так используя РЭМ, удалось получить карты распределения химических элементов микроструктуры, а благодаря EDS анализу была получена информация о фазовом составе микроструктуры композита. Методом ПЭМ были исследованы частицы, образующиеся в композите при аддитивном производстве: представлены их изображения, а также приведены данные EDS анализа.

В ряде механических испытаний, в частности, при измерении микротвердости было установлено, что добавление алюминиевой бронзы в нержавеющую сталь способствует росту значений микротвердости. Сравнение результатов испытаний на статическое растяжение стали и композита показало, что добавление бронзы способствует существенному увеличению предела прочности при неизменной пластичности.

*Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2021-0012.*

1. Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing // J Mater Sci. 2020.V. 55. P. 9258–9272. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-04549-y>.
2. Wang J., Su H., Chen K., Du D., Zhang L., Shen Z. Effect of  $\delta$ -ferrite on the stress corrosion cracking behavior of 321 stainless steel // Corros. Sci. 2019. V. 158. P. 108079. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.07.005>.
3. Pal A., Chatha S.S., Sidhu H.S. Experimental investigation on the performance of MQL drilling of AISI 321 stainless steel using nano-graphene enhanced vegetable-oil-based cutting fluid // Tribol. Int. 2020. V. 151. P. 106508. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106508>.

4. Reddy G.V.P., Dinesh P.M., Sandhya R., Laha K., Jayakumar T. Behavior of 321 stainless steel under engineering stress and strain controlled fatigue // *Int. J. Fatigue*. 2016. V. 92. P. 272–280. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.07.009>.
5. Shivraj Singh Kasana, Pandey O.P. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of boron containing Ti-Stabilized AISI-321 steel for nuclear power plant application // *Materials Today Communications*. 2021. V. 26. P. 101959, ISSN 2352-4928. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101959>.
6. Govindaraj Ramesh Babu, Junghans Eva, Andersen Isak, Lim Young ki and Lindstrom Per. Additive manufactured marine component в – Ni Al bronze propeller // *J. of Procedia Structural Integrity*. 2021. V. 34. P. 20–25. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2021.12.039>.

## **ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЗОНЕ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАЗНОРОДНОЙ БРОФ6,5-0,15/Д16 ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ОБРАБОТКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ**

Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

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

Известно, что фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) поверхности материала приводит к улучшению его механических свойств [1]. Как правило ФПО подвергаются монометаллы, так как они применяются чаще, чем биметаллы, материалы, состоящие из двух. Однако, биметаллы представляют не меньший интерес, так как возможность получить свойства двух материалов в одном изделии звучит очень привлекательно.

Перспективным представителем биметаллов являются медь и её сплавы в паре со сплавами алюминия. К примеру, соединения меди и алюминия могут применяться в электрических соединениях [2], поскольку оно снижает стоимость и вес материалов, одновременно увеличивая их срок службы. Это делает применение биметаллических материалов с медью и её сплавами с алюминием актуальным. Поэтому целью работы является исследовать микроструктуру соединения образцов бронза-алюминий, полученных обработкой трением с перемешиванием, после различного количества проходов.

В работе образцы получали путем прижатия пластины бронзы марки БрОФ6,5-0,15 к пластине алюминиевого сплава Д-16 и последующей фрикционной перемешивающей обработкой по бронзе с частичным её замешиванием в алюминиевый сплав, тем самым формируя неразъемное биметаллическое соединение [3]. Для оценки влияния количества проходов на микроструктуру и твердость, были получены образцы с 1, 2, 3 и 4 проходами.

В работе методом оптической микроскопии были получены изображения микроструктур образцов на границе раздела бронза-алюминий с различным количеством проходов. Так, в образце после первого прохода не обнаружено следов взаимного перемешивания между бронзой и алюминием. Микроструктура зоны соединения представлена образованием крупного дефекта между бронзой и алюминиевым сплавом, что привело к тому, что бронза отделилась от алюминия. В образце с двумя проходами происходит частичное перемешивание бронзы и алюминиевого сплава, что приводит к формированию неразъемного соединения и интерметаллидов Al-Cu. Присутствуют дефекты в виде трещин и несплошностей. В образцах с тремя и четырьмя проходами происходит эволюция структуры неразъемного соединения в сторону уменьшения количества дефектов и формирования более качественно-прочного соединения за счет механической смеси пересыщенных твердых растворов и интерметаллидов.

В работе представлены профили микротвердости для бронзовой части всех образцов с разным количеством проходов. По результатам становится понятно, что число проходов незначительно влияет на изменение микротвердости. Так образцы с 1, 2 и 3 проходами имеют близкие средние значения микротвердости. В образце с 4 проходами, наблюдается незначительное увеличение микротвердости относительно исследуемого материала.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2021-0012.*

1. Aktarer S.M., Sekban D.M., Saray O., Kucukomeroglu T., Ma Z.Y., Purcek G. Effect of two-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of as-cast binary Al-12Si alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 636. P. 311–319. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.111>.
2. Akinlabi E.T., Andrews A., Akinlabi S.A. Effects of processing parameters on corrosion properties of dissimilar friction stir welds of aluminium and copper // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2014. Vol. 24. P. 1323–1330. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63195-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63195-2).
3. Bakhtiari Argesi F., Shamsipur A., Mirsalehi S.E. Preparation of bimetallic nano-composite by dissimilar friction stir welding of copper to aluminum alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2021. Vol. 31, Iss. 5. P. 1363–1380. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(21\)65583-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65583-8).

**АНАЛИЗ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ Cr-Ni-Ti ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО  
МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ**

<sup>1</sup>Пашкова Д.Д., <sup>1,2</sup>Васильева А.А., <sup>1,2</sup>Коновалов С.В., <sup>3</sup>Иванов Ю.Ф.,  
<sup>2</sup>Осинцев К.А., <sup>1</sup>Панченко И.А.

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

<sup>2</sup>*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,  
Самара*

<sup>3</sup>*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, Томск*

В работе проведено электронно-микроскопическое исследование композиционного материала, состоящего из хромоникелевого и титанового сплавов, полученного одним из методов аддитивного производства – селективным лазерным сплавлением (СЛС). Традиционные методы модификации поверхности имеют ограниченное улучшение свойств и ограничение по геометрии заготовок. Они требуют больших затрат времени и ресурсов. Особенностью СЛС является возможность создавать объемные изделия сложной формы послойным расплавлением металлического порошка с помощью мощного лазера по заданной модели. В связи с этим актуальность работы заключается в преимуществе применения селективного лазерного плавления над традиционными принятыми методами – эта технология позволяет за счет сильного проплавления слоя порошка и поверхности подложки сформировать устойчивое к отслоению покрытие, обладает высокой энерго- и ресурсоэффективностью, а также точностью.

Целью работы является исследование микроструктуры слоя, расположенного в подложке из титанового сплава BT20 и переходного слоя, сформированного селективным лазерным плавлением порошкового хромоникелевого сплава BV751П.

Исследования проводились методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии на приборе JEM 2100F (JEOL, Япония). Фольги для исследований готовили методом ионного утонения пластинок толщиной 0,2-0,3 мм, вырезанных электроискровым методом из массивного образца перпендикулярно поверхности.

Нанесение покрытий с помощью селективного лазерного плавления порошка сплава BV751П на подложку из сплава BT20 сопровождается формированием в прилегающем слое подложки структуры, характеризующейся закономерным изменением параметров дефектной субструктуры материала: формированием слоя титанового сплава с ультратонкой пластинчатой (игольчатой) структурой твердого раствора на основе  $\alpha$ -титана с поперечными размерами пластин 12-17 нм на расстоянии 150 мкм от поверхности плавления; увеличением поперечных размеров пластинчатой структуры до 110-170 нм по мере удаления от переходного слоя на расстояние 250 мкм; формированием на глубине 300 мкм слоя с размером зерен 1,0-1,5 мкм. Сравнивая дислокационные субструктуры исходного титанового сплава и композиционного материала, полученного селективным лазерным плавлением, можно сделать вывод, что нанесение покрытия увеличивает скалярную плотность дислокаций в объеме зерен с  $2,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Формирование пластинчатой структуры является следствием высокоскоростного полиморфного  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  превращения; формирование подслоя с мелкозернистой структурой является следствием скоростного термического преобразования структуры титана исходного состояния.

*Работа выполнена в рамках государственного задания: 0809-2021-0013.*

1. Konovalov S., Osintsev K., Golubeva A., Smelov V., Ivanov Y., Chen X., Komissarova I. Surface modification of Ti-based alloy by selective laser melting of Ni-based superalloy powder // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9, № 4. P. 8796–8807.

2. Chen D., Konovalov S., Golubeva A., Smelov V., Osintsev K., Ivanov Y., Komissarova I. Microstructural characterization of coatings produced by selective laser melting of Ni-powder on titanium alloy substrate // International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research. 2020. Vol. 9, №7. P. 954–959.

**АТТЕСТАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА  
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЬФА-ТИТАНА**<sup>1, 2</sup>Писарев М., <sup>1, 2</sup>Емельянова Е.С., <sup>1</sup>Романова В.А.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящее время, актуальной является проблема изучения механизмов деформационного поведения титановых сплавов на разных масштабных уровнях, напрямую связанная с оценкой долговечности и работоспособности деталей машин и элементов конструкций. Основным объектом неразрушающего контроля является поверхность материала. В процессе пластического деформирования на свободной поверхности поликристаллических металлов и сплавов формируется деформационный рельеф на всей иерархии масштабов. Изменения на поверхности могут служить индикатором внутреннего состояния материала и, таким образом, использоваться для разработки методов неразрушающего контроля в процессе эксплуатации.

В настоящей работе производится аттестация поверхности при помощи четырех параметров оценки шероховатости поверхности: фрактальная размерность [1], RMS,  $R_a$  и  $R_d$ . Безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа  $R_d$  был предложен в работе [2] и вычисляется по формуле:

$$R_d = \frac{L_R}{L_p} - 1, \quad (1)$$

где  $L_R$  – длина профиля, а  $L_p$  – длина его поверхности на плоскость. Данные параметры вычислялись для аттестации поверхности экспериментальных и модельных поликристаллов технического чистого титана. В результате были построены графики корреляции параметров аттестации поверхности с локальной деформацией участка мониторинга и деформацией образца. Проведено сравнение репрезентативности параметра интенсивности деформационного рельефа с репрезентативностью других параметров.

*Исследование выполнено в рамках проекта Российского научного фонда № 20-19-00600.*

1. Mandelbrot B.B. Fractals and Chaos / B.B. Mandelbrot. Springer New York, NY. – 2004. – 308 p.
2. Romanova V., Balokhonov R., Panin A., Kazachenok M., Kozelskaya A. Micro- and mesomechanical aspects of deformation-induced surface roughening in polycrystalline titanium // Material Science & Engineering A. 2017. Vol. 697. P. 248–258.

## УТОЧНЕННЫЙ АНАЛИЗ НЕЛИНЕЙНОСТИ ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА НА УЧАСТКАХ АКТИВНОГО И ПАССИВНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПОВТОРНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Северов П.Б.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*

Нелинейность зависимости “деформация – напряжение” при механическом нагружении слоистых углепластиков с различными видами укладок является характерной особенностью этого подкласса композиционных материалов. Диаграммы деформирования образцов для большинства укладок углеродных волокон выпуклы в положительном направлении оси ординат - вверх. Менее привычным является выпуклость кривой деформирования вниз, что связано с увеличением касательного модуля в процессе деформирования. Повышение жесткости материала с ростом величины деформации связано, предположительно, с постепенным включением в работу волокон углерода или их частей, расположенных вдоль направления приложения усилия. Зачастую нелинейность слабо выражена и почти не заметна на диаграммах деформирования. Реальное пребывание материала в поле приложенных нагрузок неизбежно вносит изменения в его структуру, и эти изменения позволяют судить о деградации свойств на макроуровне. Свойства материала, например, в начале нагружения и перед разрушением различны [1]. Увеличению скорости накопления повреждений, приводящих в итоге к макро разрушению, способствуют, наряду с другими факторами, циклические переменные нагрузки.

В настоящей работе показана возможность уточненного анализа нелинейности верхних и нижних ветвей петель гистерезиса углепластика с укладкой [0<sub>26</sub>], все волокна которого работают в направлении приложенной нагрузки, при повторном квазистатическом нагружении с управлением электросервогидравлической испытательной машиной по перемещению активного захвата (см. рис. 1а). Данное нагружение не относится к мягкому (управление по  $\sigma$ ) или жесткому (управление по  $\epsilon$ ) видам нагружения. Суммарная диаграмма деформирования в соответствии с диаграммой нагружения, представленной на рисунке 1а, приведена на рисунке 1б.

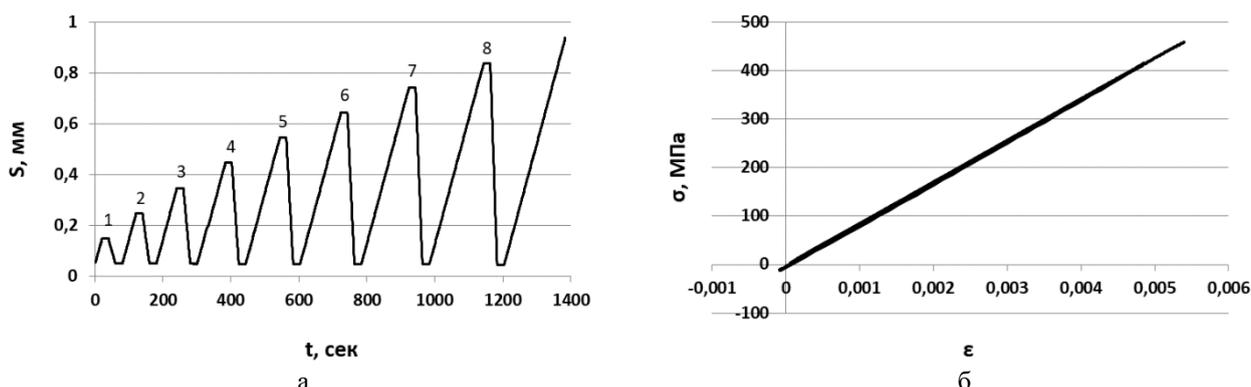


Рис. 1. Диаграмма нагружения (а) и суммарная диаграмма деформирования образца (б)

Всего записано 8 петель гистерезиса, разрушение образца произошло на 9-ом цикле нагружения при выходе на горизонтальный участок изменения положения активного захвата. Увеличение деформации  $\epsilon \uparrow$  на верхней ветви петли гистерезиса назовем активным деформированием, уменьшение деформации  $\epsilon \downarrow$  на нижней ветви – пассивным [2]. Массивы экспериментальных точек ( $\epsilon_i$ ,  $\sigma_i$ ) на каждой верхней и нижней ветвях аппроксимировались полиномами 6-й степени. Далее работа с массивами точек замещалась математическими манипуляциями с группами уравнений верхних  $\epsilon \uparrow$  и нижних  $\epsilon \downarrow$  ветвей. Нелинейные составляющие верхних и нижних ветвей петель гистерезиса представлены на рисунках 2а и 2б соответственно. Они получены вычитанием из уравнений ветвей уравнений прямых, аппроксимирующих соответствующие массивы точек.

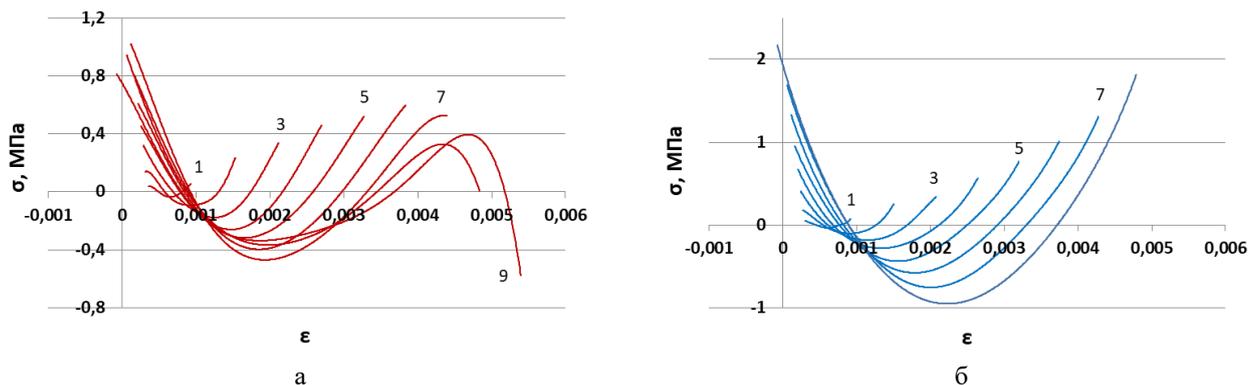


Рис. 2. Нелинейные составляющие верхних (а) и нижних (б) ветвей петель гистерезиса

Наличие полиномиальных уравнений ветвей петель гистерезиса позволило для каждой петли определить как функции деформации: расстояние по оси ординат между ветвями, касательные модули ветвей, скорости изменения касательных модулей ветвей, работу напряжений ветвей, рассеяние механической энергии на единицу объема материала и другое. Определенный интерес представляет изменение указанных характеристик петли гистерезиса углепластика с ростом числа циклов нагружения и увеличением уровня накопленных повреждений. Для демонстрации на рисунках 3а и 3б приведены модули линейных составляющих верхних  $\varepsilon \uparrow$  и нижних  $\varepsilon \downarrow$  ветвей петель гистерезиса в зависимости от цикла нагружения и рассеяние механической энергии на единицу объема материала в зависимости от деформации и цикла нагружения.

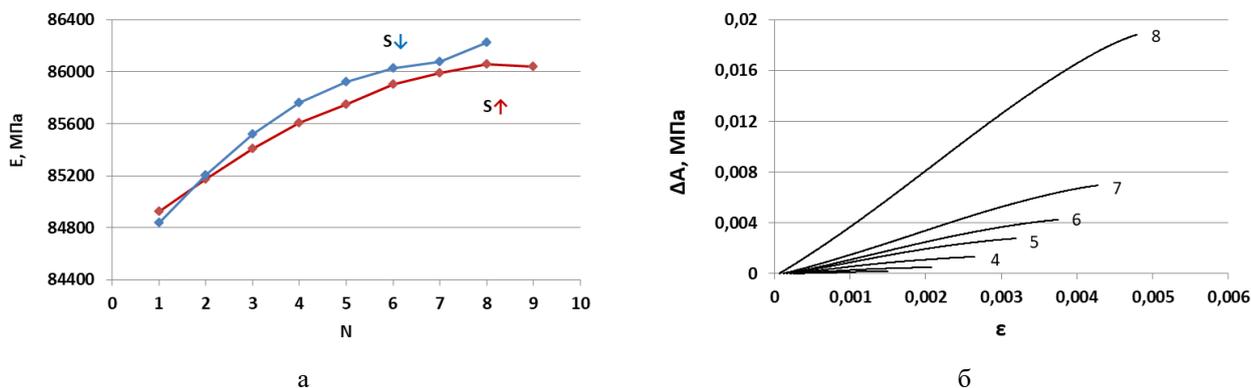


Рис. 3. Модули линейных составляющих ветвей (а) и рассеяние механической энергии на единицу объема материала (б)

В заключение хотелось бы указать цель работы: сопоставить рассеяние механической энергии в зависимости от цикла нагружения с накопленным уровнем энергии акустических импульсов в каждом цикле нагружения. Синхронно с механическим экспериментом проводилась регистрация акустико-эмиссионных сигналов [3].

1. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред // Физическая мезомеханика. 2013. Т.16. № 1. С. 5–26.
2. Сопротивление материалов / В.И. Феодосьев. Москва: Наука. Главная редакция физико-математической литературы. – 1974. – 560 с.
3. Северов П.Б. Деформирование и разрушение однонаправленных слоистых углепластиков по данным акустической эмиссии // XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики. Сборник трудов. Уфа. 2019. С. 776–778.

**ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ  
ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061-T6**

<sup>1,2</sup>Сергеев М.В., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящей работе численно исследуется влияние поликристаллической структуры, скорости деформации и стеснённых граничных условий, моделирующих квазиплоскую деформацию, на локализацию пластической деформации и характер разрушения поликристаллического алюминиевого сплава 6061-T6 при динамическом нагружении.

Трёхмерные модели, учитывающие поликристаллическую микроструктуру алюминия в явном виде, были сгенерированы методом пошагового заполнения. Представлена трёхмерная структурно-механическая модель деформирования и разрушения поликристаллических алюминиевых сплавов, включающая определяющие термомеханические уравнения, описывающие нелинейное поведение образцов при различных скоростях деформации. Краевые задачи решаются численно методом конечных элементов. Численное моделирование растяжения поликристаллических образцов проводилось в конечно-элементном пакете ABAQUS/Explicit.

Результаты моделирования показали, что учёт поликристаллической структуры приводит к формированию очагов локализации пластической деформации на ранних стадиях нагружения, когда однородный образец находится еще на стадии упругого деформирования. В то же время, при развитом пластическом течении, когда весь однородный образец уже испытывает значительные пластические деформации, в поликристалле все еще наблюдаются локальные области упругой деформации. Учет поликристаллической структуры образцов приводит к пониженным значениям макроскопического напряжения течения. Показано, что стесненные граничные условия, моделирующие квазиплоскую деформацию, оказывают существенное влияние на локализацию пластической деформации и характер разрушения поликристаллического алюминия. При наложении граничных условий, имитирующих квазиплоскую деформацию, трещины распространялись под углом  $45^\circ$  к оси нагружения на зафиксированных границах. Установлено, что с увеличением скорости деформации места зарождения первичных трещин менялись, доля разрушенного материала увеличивалась, а множественное растрескивание разделяло образцы на несколько частей, в то время как при малых скоростях деформации образцы были разделены на две части примерно равного объема.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-19-00273).*

**МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ КВАЗИСТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ  
АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ**<sup>1,2</sup>Слядников Е.Е., <sup>1</sup>Турчановский И.Ю.<sup>1</sup>*Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий,  
Новосибирск*<sup>2</sup>*Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

В аморфных металлических сплавах (АМС) обнаружен более высокий уровень механических свойств, чем в кристаллических сплавах [1]. Уникальные механические свойства являются весьма полезными для инновационных изделий, сконструированных с помощью аддитивных технологий. Однако, АМС демонстрируют низкую пластическую деформацию (ПД). Решить проблему можно с помощью конструирования новых композиционных материалов, состоящих как из аморфной матрицы, так и из кристаллитов. Использование прочности аморфной матрицы и пластичности кристаллитов позволяет решить проблему низкой пластичности АМС. Для системной и эффективной разработки методов получения таких композиционных материалов необходимо понимание как механизмов кристаллизации и деформации металлических стекол, так и влияния внутренней структуры АМС на механические свойства. На данный момент не существует завершеного понимания процессов кристаллизации и деформации металлических стекол. Таким образом, актуальным и перспективным направлением исследований является установление физических закономерностей формирования наноструктуры АМС в процессе их кристаллизации и деформации, а также влияния наноструктуры на механические свойства. Сложность экспериментального исследования динамики формирования наноструктуры металлических стекол делает актуальным теоретическое исследование неравновесных структурных переходов из аморфного в наноструктурное состояние, инициированных различными внешними воздействиями [2].

Для описания ПД кристаллических твердых тел предложен масштабный подход [3]. В зонах концентраторов напряжений процессы ПД могут развиваться как локальные структурные превращения различного масштаба. Из-за недостатка надежных экспериментальных данных о деформации АМС [1] сложно выделить основные механизмы деформации, взаимосвязано описать ее многокомпонентность (упругая, неупругая, пластическая), ее пространственно-временную иерархичность. Для выработки единой теории деформации АМС необходимо принять во внимание связь процессов макроскопической деформации с изменением структуры на субатомном уровне. В настоящей работе сформулирована и обоснована физическая модель квазистатической деформации АМС.

Экспериментально установлено, что квазистатическая деформация АМС (характерная скорость деформации находится в диапазоне  $10^{-4} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ) последовательно протекает на различных масштабных пространственно-временных уровнях и имеет различную физическую природу [1]. Физическая природа упругого поведения АМС, закон упругой деформации Гука, связаны с особенностью межатомного взаимодействия. Зависимость парного потенциала от расстояния между атомами обладает минимумом, которому соответствует равновесное межатомное расстояние.

При напряжении выше предела пропорциональности  $\sigma_1$  возникает неупругая деформация низшего масштабного уровня – кластера атомов первой координационной сферы [1]. Эту деформацию низшего уровня можно описывать параметром ближнего порядка  $\eta$ . При напряжении выше предела упругости  $\sigma_2$  наряду с неупругой деформацией низшего уровня, возникает дополнительная неупругая деформация атомов среднего масштабного уровня – нанокластера атомов пятой координационной сферы [1]. Эту деформацию среднего уровня можно описывать параметром среднего порядка  $\varphi$  (или, что эквивалентно, концентрацией зон сдвиговой трансформации STZ –  $n$ ). В работе [2] сформулированы физический механизм и микроскопическая модель процесса неупругой

деформации в аморфной металлической пленке, стимулированного внешним механическим воздействием. За этот процесс ответственны наноструктурные элементы аморфной среды: нанокластеры, содержащие дополнительный свободный объем, в которых содержатся двухуровневые системы. При деформации стекла происходит возбуждение двухуровневых систем, благодаря чему они дают существенный вклад в неупругую деформацию, структурную релаксацию, образование нанокластеров и нанокристаллов. Физический механизм неупругой деформации металлического стекла при механическом воздействии включает в себя помимо механизма локальных термических флуктуаций также атермический механизм квантового туннелирования атомов или атомных групп, стимулированный сдвиговым напряжением.

Неравновесные процессы неупругой деформации последовательно протекают на различных масштабных пространственно-временных уровнях, начиная с самого низшего уровня со временем релаксации  $\tau_\eta$ , затем среднего уровня со временем релаксации  $\tau_\varphi$  ( $\tau_\varphi \gg \tau_\eta$ ). Поэтому она описывается двумя взаимосвязанными параметрами: ближнего порядка  $\eta$  и среднего порядка  $\varphi$ , подчиняющимися уравнениям релаксации Ландау-Халатникова. При увеличении напряжения до предела текучести  $\sigma_3$  аморфный образец, наряду с неупругой деформацией, также испытывает локализованную ПД [1]: на свободной поверхности возникают и распространяются до другой свободной поверхности плоскости скольжения с пространственным масштабом порядка 10 нанометров. Деформируемая среда в процессе нагружения становится структурно неустойчивой относительно образования STZ [2]. Так как деформируемая среда содержит распределенные по объему локальные источники потенциальной энергии и сдвига – STZ, то она является активной. Поведение кривой «напряжение–деформация» свидетельствует, что деформируемая среда является нелинейной. Согласно синергетике в активной нелинейной структурно-неустойчивой среде могут протекать неравновесные структурные (синергетические) переходы, могут генерироваться автоволновые процессы. Неравновесный структурный переход первого рода из состояния с STZ в состояние с ПД обеспечивается самоорганизацией сдвиговой компоненты деформаций (коллективной моды  $\varepsilon$ ), сдвиговой компоненты напряжений (сопряженного поля  $\sigma$ ) и концентрацией STZ (управляющий параметр  $n$ ). Скорости изменения величин  $\varepsilon, \sigma, n$  описываются системой Лоренца. Неоднородность аморфной среды приводит к неоднородному распределению STZ, поэтому в некоторой области поверхности образца концентрация STZ может стать больше критической  $n_c^*$ . STZ начинают взаимодействовать, притягиваться, наконец, конденсируются в зародыш новой структуры с ПД. Затем протекает эстафетный процесс распространения ПД в направлении максимального касательного напряжения (распространение плоскости скольжения), который подчиняется автоволновому уравнению.

Таким образом, квазистатическая деформация в АМС есть сложный релаксационный многоэтапный многомасштабный процесс, представляющий собой упорядоченную во времени иерархическую последовательность взаимосвязанных структурных переходов первого рода. Эти неравновесные процессы последовательно протекают на различных масштабных пространственно-временных уровнях, начиная с самого низшего уровня – кластера атомов первой координационной сферы со временем релаксации  $\tau_\eta$ , затем среднего уровня – нанокластера атомов пятой координационной сферы со временем релаксации  $\tau_\varphi$ , наконец, высшего уровня – атомов плоскости скольжения с пространственным масштабом 10 нанометров и временем релаксации  $\tau$ , причем  $\tau \gg \tau_\varphi \gg \tau_\eta$ .

1. Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ. – 2013. – 452 с.
2. Слядников Е.Е. Физический механизм неупругой деформации металлических стекол при низкой температуре // Изв. вузов. Физика. 2021. № 12. С. 27–31.
3. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука. – 1985. – 255 с.

## ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АМГ5 С ВЕДЕННЫМ ПОРОШКОМ ВОЛЬФРАМАТА ЦИРКОНИЯ

Судариков А.В., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов П.С., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Процесс фрикционной перемешивающей обработки можно считать модернизированным способом сварки трением с перемешиванием. ФПО является одним из наиболее эффективных способов обработки поверхности материала [1]. Взамен традиционным способам упрочнения, таким как термическая и термомеханическая обработка поверхности, фрикционная перемешивающая обработка позволяет улучшать механические и трибологические свойства материала при минимальном тепловложении. Данная технология широко используется при обработке титановых, медных, алюминиевых сплавов. Детали, полученные ФПО, используются в космическом и авиастроительном секторе машиностроения [2].

На лабораторной установке в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН были получены образцы из матрицы алюминиевого сплава АМг5 с равномерно распределенным в ней порошком вольфрамата циркония  $ZrW_2O_8$ . Толщина проката 5 мм, глубина обработки порядка 3 мм. Параметры процесса были установлены экспериментально. Обработка поверхности осуществлялась в четыре последовательных прохода инструментом.

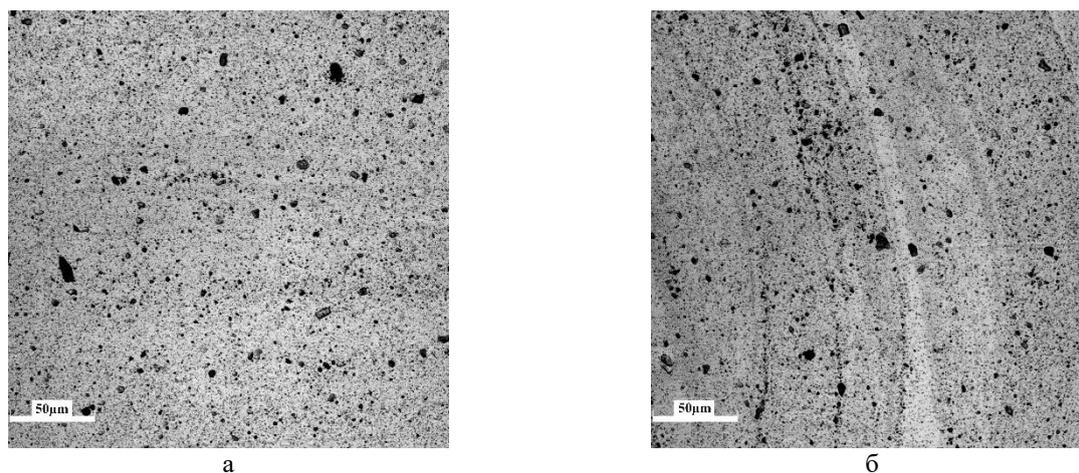


Рис. 1. Структура зоны перемешивания (а) и зоны термомеханического влияния (б)

Полученные результаты показывают, что после четырех последовательных проходов вследствие динамической рекристаллизации и интенсивной пластической деформации при повышенной температуре в зоне перемешивания структура металла становится равноосной и мелкозернистой. Распределение порошка вольфрамата циркония  $ZrW_2O_8$  происходит равномерно по всему объему зоны обработки. При этом видимых дефектов не наблюдается.

После механических испытаний лопаток на растяжение выяснилось, что материал упрочняется на 10-15% от прочности листового проката, предел прочности составляет 345 МПа. Такие результаты позволяют сформировать вывод о том, что дальнейшие исследования в области трибологического поведения алюминиевого сплава с введением порошковых частиц вольфрамата циркония являются актуальными и целесообразными.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

1. Heidarzadeh A., et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution // Progress in Materials Science. 2021. V. 117. P. 100752.
2. Wahid M.A. et al. Review on underwater friction stir welding: A variant of friction stir welding with great potential of improving joint properties // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2018. V. 28. №. 2. P. 193–219.

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ  $\Leftrightarrow$  КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ**<sup>1,2</sup>Сундеев Р.В., <sup>2</sup>Шалимова А.В., <sup>2,3</sup>Глезер А.М., <sup>3</sup>Рогачев С.О.<sup>1</sup>РТУ МИРЭА, Москва<sup>2</sup>ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва<sup>3</sup>НИТУ «МИСус», Москва

В настоящее время одним из перспективных способов получения аморфно-нанокристаллических и нанокристаллических структур являются методы экстремальных воздействий: закалка из расплава и больших пластических деформаций, в частности деформация кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД). Закалка из жидкого состояния является наиболее распространенным методом для получения аморфного состояния металлических сплавов. Однако, аморфное состояние можно также получить и в процессе различных видов больших пластических деформаций кристаллических материалов. При этом не все сплавы легко переходят в аморфное состояние в ходе больших пластических деформаций. Так нами установлено, что в ходе КВД 5-ти различных кристаллических сплавов:  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$ ,  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ ,  $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$  и  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$  полностью аморфизуются только кристаллические сплавы на основе TiNi, которые, в отличие от других материалов, имеют одинаковый химический состав как в аморфном, так и в кристаллическом состоянии. Обнаружено, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз при больших пластических деформаций определяется тремя факторами: механическим, термодинамическим и концентрационным. На основании экспериментальных данных показано, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов определяется аддитивной склонностью к деформационной аморфизации кристаллических фаз, входящих в состав сплавов. Выделение аморфной фазы в процессе КВД начинается на границах деформационных фрагментов в результате реализации процессов зернограничного проскальзывания и генерации высокой плотности избыточных вакансий. Методами EXAFS-спектроскопии показано, что локальная атомная структура аморфных фаз, полученных методами закалки из расплава и КВД, не идентична.

Проанализированы закономерности влияния больших пластических деформаций при комнатной и криогенной температуре на структуру аморфных сплавов, полученных закалкой из расплава. Установлено, что КВД при комнатной температуре приводит к частичной нанокристаллизации аморфных сплавов на основе железа. Это явление обусловлено адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, а также заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах. Показано также, что относительный вклад адиабатического нагрева зависит от температуры кристаллизации аморфного сплава и от диссипативной способности аморфной фазы в полосах сдвига. Методом EXAFS в синхротронном излучении установлено, что КВД при криогенной температуре (77 К) аморфных сплавов, наоборот, приводит к образованию «идеального» аморфного состояния без заметных признаков ближнего упорядочения (корреляции в расположении атомов), что соответствует возрастанию свободной энергии относительно состояния после закалки из расплава. Установлено влияние режимов КВД на характер локального атомного окружения атомов железа и никеля. Выявлена корреляция между значениями удельной намагниченности насыщения и параметрами локальной атомной структуры. Показано, что аморфное состояние после КВД характеризуется существенным изменением намагниченности насыщения и коэрцитивной силы по сравнению со значениями этих параметров в исходном состоянии.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-72-20066.*

## ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НЕРАВНОВЕСНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Суханов И.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В рамках континуальной теории дефектов [1] изучены особенности наноструктурных состояний с высокой кривизной кристаллической решетки в ниобии. Анализ таких неравновесных состояний бы проведен с использованием оценок континуальных плотностей дефектов (рис. 1а) на основе результатов темнопольного анализа разориетировок дискретного и непрерывного типа [2]. Это позволило построить пространственные распределения полей напряжений и энергий указанных состояний на наномасштабном структурном уровне (рис. 1б). Показано, что в случае распределения энергии важные значения приобретают энергетические экстремумы. Особенности усреднения экспериментальных величин и сложный характер суперпозиции полей напряжений способствуют тому, что эти экстремумы локализуются в довольно небольших областях с линейными размерами в несколько нанометров. Предложен энергетический критерий высокоэнергетического состояния, заключающийся в том, что нормированная на атом энергии таких состояний соизмерима или превышает энергию активации различных процессов структурно-фазовой трансформации. В перспективе использование этого критерия позволит проанализировать возможность активации различных механизмов пластической деформации, и как следствие, оценить спектры промежуточных метастабильных состояний на наноуровне для широкого класса металлических материалов в условиях различных деформационных воздействий.

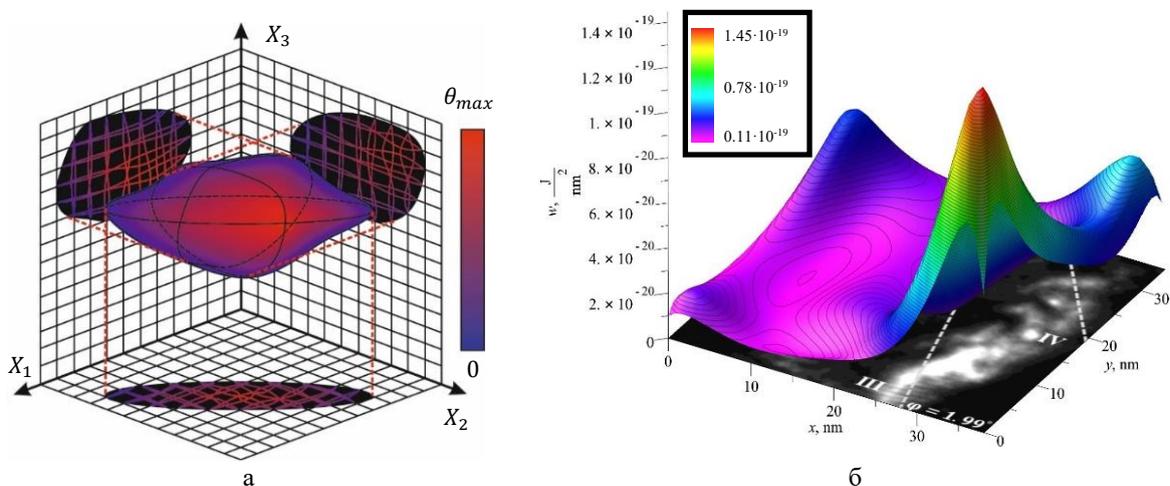


Рис. 1. Схема структурного состояния с неоднородной континуальной плотностью дефектов (а) и пространственное распределение удельной энергии в единичном слое континуума (б)

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

1. Де Вит Р. Континуальная теория дисклинаций. М: Мир. – 1977. – 208 с.
2. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Денисов К.И. и др. Особенности формирования высокодефектных структурных состояний в механокомпозитах и порошках ниобия и алюминия в процессе интенсивного деформационного воздействия в планетарных шаровых мельницах // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14, № 6. С. 53–62.

## ИДЕНТИФИКАЦИЯ АВТОВОЛН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АКУСТОПОВРЕЖДЕННОСТИ

Третьяков Д.А., Беляев А.К., Назаренко И.И.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург*

В настоящей работе рассматривается вопрос влияния процессов локализации пластического течения на акустические и механические свойства поликристаллического алюминия с начальной ортотропией свойств в процессе одноосного монотонного и циклического нагружения.

В основе технологии ультразвуковой диагностики, использованной в работе, лежит измерение величины параметра акустической анизотропии металла. Данная величина представляет собой относительную разность скоростей ортогонально поляризованных поперечных волн и является количественной характеристикой акустоупругого эффекта, открытого благодаря работам Бриллюэна [1], Бриджмена [2], Хьюза и Келли [3] применительно к твердым телам различной природы. В его сути лежит явление акустического двулучепреломления, заключающееся в анизотропном характере распространения упругих волн в среде при наличии внутренних напряжений или приложенных внешних деформаций. Акустоупругий эффект используется для ультразвуковой тензометрии, в том числе в качестве основы для одноименного метода оценки напряженно-деформированного состояния [4].

Современные исследования, связанные с применением акустоупругого эффекта к неразрушающему контролю объектов и конструкций из промышленного проката, столкнулись с проблемой существенного влияния неоднородности локальных свойств металла на результаты акустоупругих измерений. Исследованию влияния пластических деформаций и накопленных повреждений на величину акустической анизотропии посвящен ряд последних работ в данной области [5].

В данной работе исследовались локальные изменения упругих свойств плоских корсетных образцов из технически чистого алюминиевого сплава АМц посредством прецизионных измерений скоростей поперечных волн на различных стадиях упругопластического деформирования. Рассматривались два типа испытаний: 1) одноосное деформирование при монотонном жестком нагружении с постоянной скоростью деформации; 2) усталостные испытания с отнулевым положительным циклом нагружения. Испытуемые образцы были вырезаны из катаного листа как вдоль, так и поперек направления проката.

В результате был обнаружен ряд новых эффектов:

1. Трехстадийный характер зависимости скоростей объёмных волн, распространяющихся вдоль толщины образца в локальной области установки пьезоэлектрического датчика, от величины полных осевых неупругих деформаций. В качестве характерных стадий были выделены этап линейного упругого деформирования, этап пластического течения и этап образования пластической шейки образца. Ранее для поверхностных волн похожий эффект был подробно описан в работах Л.Б. Зуева [6].
2. Образование нелинейных волнообразных макроскопических распределений акустической анизотропии вдоль оси образца, свидетельствующих о начале пластического течения, с характерными пиками, эволюционирующими (разделяющимися и перемещающимися) в процессе пластической деформации. Их характер и форма аналогичны наблюдаемыми спекл-интерферометрией автоволнам пластической деформации [7].
3. Существенное влияние поверхностного слоя на результаты измерений акустической анизотропии, обусловленные изменением свойств в толщине материала 250-300

микрон. Его модификация позволяет вернуть распределение акустической анизотропии в начальное состояние [8].

Полученные результаты позволяют говорить о единстве наблюдаемых явлений и описанных ранее применительно к поверхностным волнам в работах [6-8], а также о возможности идентификации автоволн локализованной пластической деформации косвенным образом посредством акустоупругих измерений.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90208.*

1. Brillouin L. Sur les tensions de radiation // Annales de Physique. 1925. Vol. 10, No. 4. P. 528–586.
2. Bridgman P.W. The effect of pressure on the rigidity of several metals // Proceedings of the American Academy of Arts and Sciences // American Academy of Arts & Sciences. 1929. Vol. 64, No. 3. P. 39–49.
3. Hughes D.S., Kelly J.L. Second-order elastic deformation of solids // Physical Review. 1953. Vol. 92, No. 5. P. 1145–1149.
4. Никитина Н.Е. Акустоупругость. Опыт практического применения. Н. Новгород. – 2005. – 208 с.
5. Ерофеев В.И., Морозов А.Н., Никитина Е.А. Учет влияния поврежденности материала на скорость распространения в нем упругой волны // Труды МАИ. 2010, No. 40. С. 4–8.
6. Зуев Л. Б., Семухин Б. С., Бушмелева К. И. Скорость распространения ультразвука и стадийность пластического течения поликристаллов Al // Письма в ЖТФ. 1996. Т. 22. С. 76–79.
7. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. Автоволны локализованной пластической деформации // Журнал технической физики. 1995. Т. 65, №. 5. С. 91–103.
8. Зуев Л.Б. и др. Ультразвуковой контроль накопления усталостных повреждений и восстановление ресурса деталей // Журнал технической физики. 1997. Т. 67, №. 9. С. 123–125.

**ФОРМИРОВАНИЕ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ В ЭЛЕКТРОЛИТЕ С МИКРОЧАСТИЦАМИ НА РАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖКАХ**<sup>1</sup>Угодчикова А.В., <sup>2</sup>Седельникова М.Б., <sup>2</sup>Толкачева Т.В., <sup>2</sup>Шаркеев Ю.П.<sup>1</sup>*Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований, Троицк*<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Биоинертные металлы, такие как нержавеющие стали, сплавы титана и кобальт-хром-молибденовые сплавы являются распространенными для создания медицинских имплантатов [1]. Титановые сплавы обладают хорошими механическими свойствами, а также отличной биосовместимостью и коррозионной стойкостью. Сплавы системы Ti-Nb являются перспективными материалами для замены широко используемого сплава Ti-6Al-4V из-за их меньшей токсичности и низкого модуля упругости [2]. В последнее время разрабатываются биоматериалы нового поколения, магниевые сплавы, способные растворяться в организме человека [3]. Микродуговое оксидирование (МАО), также называемое плазменно-электролитическим оксидированием (ПЭО), является перспективным и высокотехнологичным методом обработки поверхности металлов вентильной группы (Ti, Zr, Nb, Mg и пр.) [5,6]. Образование покрытия происходит в результате плазмохимических реакций и высокотемпературных фазовых превращений за счет горения плазменных разрядов на всей поверхности подложки в среде электролита [7, 8].

Целью данной работы было сравнительное исследование морфологии поверхности и внутренней поровой структуры микродуговых биопокрытий с частицами β-трикальцийфосфата (β-ТКФ), сформированных на разных сплавах – титана, титан-ниобиевого сплава и магниевое сплава.

Для проведения эксперимента изготовлены образцы в виде пластин размером 10×10×1 мм<sup>3</sup> из сплавов титана VT1-0, титан-ниобиевого сплава Ti-40 мас. % Nb (Ti-40Nb) и магниевое сплава Mg-0,8 мас. % Ca (Mg0,8Ca). Кальцийфосфатные покрытия наносили на установке «MicroArc-3.0» с импульсным источником питания постоянного тока (ИФПМ СО РАН, г. Томск), в анодном потенциостатическом режиме. Для формирования покрытий использовали электролит с компонентами: Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub> 10–30 г/л, NaOH 3–5 г/л, NaF 1.5–3.0 г/л, β-ТКФ (β-Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>) 40–60 г/л. β-ТКФ вводили в электролит в виде порошка с размерами частиц 1,5–3,0 мкм. Процесс МДО проводили при следующих параметрах: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, величина напряжения – 350-500 В, длительность процесса – 5 мин. Исследование морфологии поверхности покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа (Carl Zeiss LEO EVO 50, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Поперечные шлифы исследовали на металлографическом микроскопе (Nikon ECLIPSE MA100N, АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ», г. Троицк, Москва).

Результаты исследования показали, что с увеличением напряжения процесса МДО от 350 до 500 В происходит увеличение начальных значений плотности тока. При формировании покрытий на сплаве Mg0.8Ca плотность тока достигает значения 0,85 А/см<sup>2</sup>, на VT1-0 – 0,64 А/см<sup>2</sup> и на Ti-40Nb – 0,63 А/см<sup>2</sup>. Известно [6,8], что процесс МДО начинается с электрического пробоя, сформированной пассивирующей оксидной пленки. Значения ширины запрещенной зоны для оксида магния (MgO) варьируются в пределах 8,0 – 11 эВ [10], в то время как для оксидов титана (TiO<sub>2</sub>) и ниобия (Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) в пределах 3,0 – 3,6 эВ и 1,60 – 1,65 эВ, соответственно [10]. Ширина запрещенной зоны дает представление об электронной проводимости и, следовательно, характеризует электрическую емкость кристаллической решетки по накоплению заряда [4]. На рис. 1 (а-в) представлены микрофотографии поверхности покрытий, нанесенных на разные металлические подложки, а также их поперечных шлифов. На поверхности всех покрытий наблюдаются крупные поры диаметром 3-10 мкм и микрочастицы β-ТКФ. В покрытиях на сплавах VT1-0 и Ti-40Nb наряду с крупными порами присутствуют и мелкие поры (<1 мкм), причем распределенные

преимущественно вблизи больших пор и группами (выделены кружочками). Это может свидетельствовать о формировании каскадов малоинтенсивных разрядов. Для оксида магния характерно высокое значение ширины запрещенной зоны (8 эВ) и низкая диэлектрическая проницаемость, что затрудняет движение электронов через оксидный слой и приводит к накоплению заряда, который в результате инициирует интенсивные микродуговые разряды [4].

Авторы работ [7, 8] разделяют микродуговые разряды на несколько типов: тип А (поверхностные), С (глубокие) и Б (в виде каналов от поверхности до подложки). На рис. 1(г-е) представлены изображения шлифов покрытий, полученные на металлографическом микроскопе. На микрофотографиях всех покрытий наблюдаются поверхностные, объемные внутренние поры, а также сквозные каналы, что говорит о формировании сразу нескольких типов разрядов. Кроме того, присутствие мелких пор (<1 мкм), в объеме покрытий на титановых сплавах подтверждает наличие каскадов микродуговых разрядов малой интенсивности.

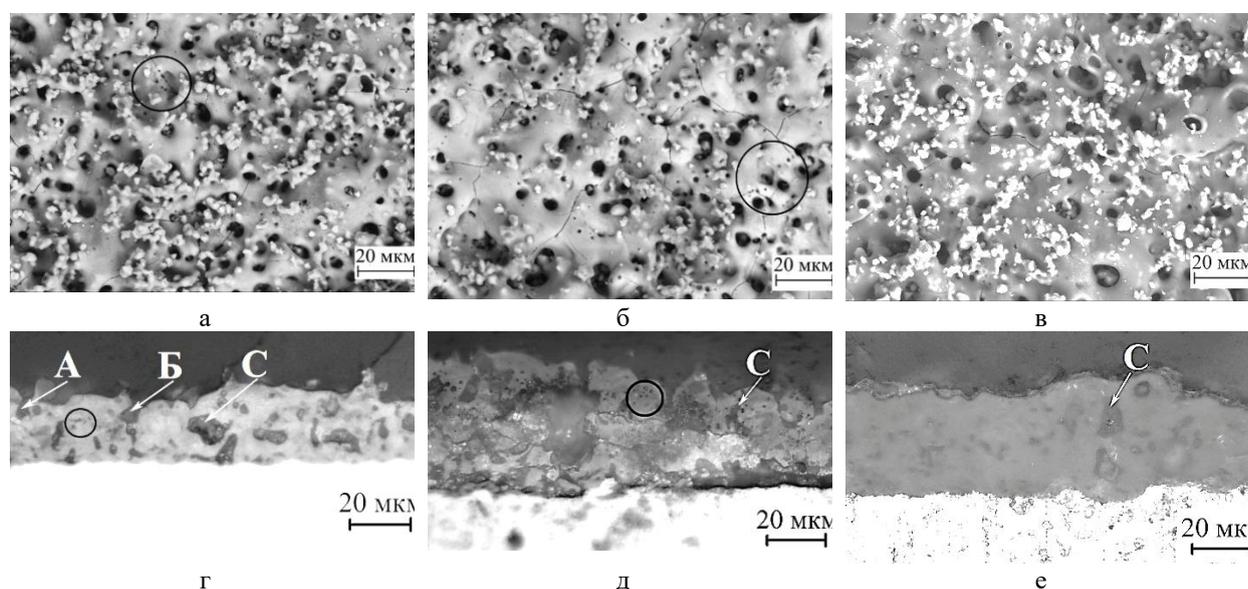


Рис. 1. Микрофотографии поверхности и шлифов покрытий с частицами  $\beta$ -ТКФ, нанесенных при напряжении 400В, на подложки из Ti (а, б), Ti-40Nb (в, г) и Mg0.8Ca (д, е)

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW-2021-0007.*

1. Su Y., Cockerill I., Zheng Y., Tang L., Qin Y.X., Zhu D. Biofunctionalization of metallic implants by calcium phosphate coatings // *Bioactive Materials*. 2019. V. 4. P. 196–206.
2. Zhuravleva K., Bönisch M., Scudino S., Calin M., Schultz L., Eckert J., Gebert A. Phase transformations in ball-milled Ti-40Nb and Ti-45Nb powders upon quenching from the  $\beta$ -phase region // *Powder Technology*. 2014. V. 253. P. 166–171.
3. Tsakiris V., Tardei C., Clicinschi F.M. Biodegradable Mg alloys for orthopedic implants –A review // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2021. V. 9. P. 1884–1905.
4. Clyne T.W., Troughton S.C. A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals // *International Materials Reviews*. 2019. V. 64(3). P. 127–162.
5. Hongfei Guo, Maozhong An, Shen Xu, Huibin Huo. Formation of oxygen bubbles and its influence on current efficiency in micro-arc oxidation process of AZ91D magnesium alloy // *Thin Solid Films*. 2005. V. 485(1-2). P. 53–58.
6. Tsai D.-S., Chou C.-C. Review of the Soft Sparking Issues in Plasma Electrolytic Oxidation // *Metals - Open Access Metallurgy Journal*. 2018. V. 8(2). P. 105–127.
7. Kaseem M., Fatimah S., Nashrah N., Ko Y.G. Recent progress in surface modification of metals coated by plasma electrolytic oxidation: Principle, structure, and performance // *Progress in Materials Science*. 2021. V. 117. P. 100735.
8. Trevor William Clyne, Samuel Troughton A review of recent work on discharge characteristics during plasma electrolytic oxidation of various metals // *International Materials Reviews*. 2019. V. 64(3). P. 127–162.
9. Кофстад П. Отклонение от стехиометрии, диффузия и электропроводность в простых окислах металлов / П. Кофстад Под. ред. Н.Н. Семенова, перевод О.Е. Каширенинова. М.: Мир. – 1975. – 395 с.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК SLM-ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ОТ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДА БОРА

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

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

Селективное лазерное плавление – это один из видов аддитивных технологий, представляющий собой послойное выращивание детали из порошкового вещества посредством лазерного сплавления. Путем варьирования содержания керамического наполнителя можно локально изменять физико-механические свойства тем самым создавая так называемые градиентные материалы. Однако, определение механических свойств таких структур представляет собой актуальную задачу для исследователей ввиду целого ряда факторов: прохождения химических реакций, наличия дефектов, взаимодействия с материалом подложки, перенасыщения твердого раствора металла и др. Целью настоящей работы является определение зависимости упругих характеристик металлокерамических покрытий на основе титанового сплава ВТ-6 от содержания керамической добавки карбида бора до 8 % масс. В качестве используемых материалов были выбраны порошок карбида бора В4С осколочной формы, средний размер которого  $d=40$  мкм и порошок ВТ6 (90%Ti+6%Al+4%V) сферической формы с размером от 10 мкм до 45 мкм. Титановый порошок смешивался с керамическим в V-образном смесителе Venus FTLMV-02 с соотношением (2, 4, 6, 8 % масс.) в течение одного часа до образования однородной порошковой смеси. Методом селективного лазерного плавления (SLM) порошковая смесь наплавлялась на подложку в виде пластины из титанового сплава марки ВТ20 (90% Ti, 6,5% Al, 2% Zr, 1,5% Mo) с размерами 50×50×5 мм (1,2).

Газоразрядный СО<sub>2</sub>-лазер АЛТК «Сибирь 4» для воздействия на порошковую смесь. Лазерное излучение с длиной волны 10,6 мкм с помощью линзы из ZnSe с фокусным расстоянием 254 мм фокусировалось вглубь материала, на поверхность и над материалом. Процесс выращивания осуществлялся в защитной атмосфере гелия, подававшегося через сопло. Толщина наносимого слоя порошковой смеси составляла 400 мкм. Механические характеристики определялись методом инструментального индентирования. Приведенный модуль упругости рассчитывался по кривой разгрузки по методу Оливера-Фарра. Получена экспериментальная зависимость упругих свойств и твердости в диапазоне концентраций карбида бора от 0 до 8 % масс.. Наблюдается рост микротвердости на 40 % при содержании керамики 8% масс.

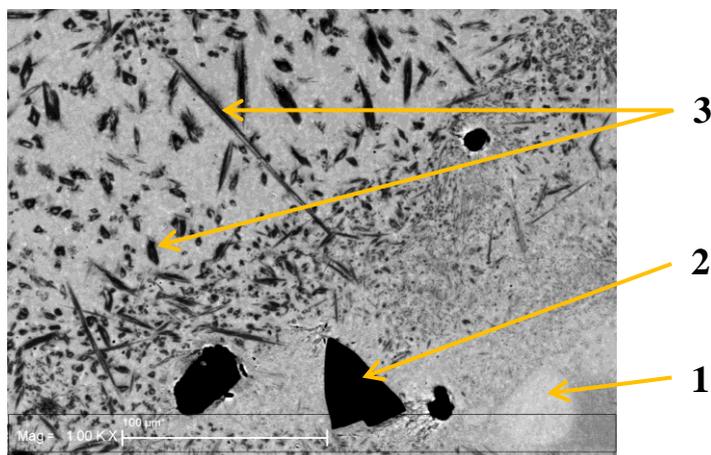


Рис.1. СЭМ-изображения структуры ВТ-6 В4С с обозначением расплавленных частиц ВТ-6 (1), исходных частиц В4С (2), образованных после воздействия лазером карбидов и боридов (3)

Ранее в полученных материалах [1–4] удалось выявить области переплавленного

материала существенно отличающихся по структуре (рис.1). Различают области с исходными карбидами, с локальным образованием карбидных и боридных включений и полностью переплавленную структуру. Показано, что с изменением содержания керамики размеры областей изменяются.

Получение теоретической зависимости механических свойств таких покрытий от содержания керамики позволяет уменьшить количество проводимых экспериментов и прогнозировать механические свойства при варьировании концентраций. В настоящей работе представлен разработанный метод прогнозирования упругих параметров Ламе гетерогенного материала в зависимости от концентрации фаз. Теоретическая модель дает качественное совпадение двух параметров Ламе в исследуемом диапазоне концентраций керамики. Различие в прогнозируемых значениях с экспериментальными обусловлено протекающими химическими реакциями внутри наплавляемого покрытия.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 21-19-00733.*

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЯХ CrN/ZrN С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСТОЧНИКА СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Филиппов А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Новицкая О.С.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современная промышленность испытывает потребность в расширении номенклатуры доступных материалов с высокими эксплуатационными характеристиками. Для повышения работоспособности изделий в машиностроении, авиации и других промышленных отраслях активно используются методы нанесения покрытий, обладающих существенно более высокими свойствами по сравнению с материалом основы, на которую они наносятся. Широкое распространение получили методы химического и физического осаждения. При этом в случае требования к формированию тонких слоев последние обладают наиболее высоким потенциалом, за счет возможности гибкого управления процессом и формирования слоев толщиной от нанометров до сотен микрометров. Многослойные покрытия служат эффективной защитой деталей машин и механизмов от действия внешних факторов [1–4]. Нагрев поверхности может стать причиной изменений в структуре и фазовом составе, которые в свою очередь определяют физико-технические характеристики как материала покрытия, так и подложки, а также их работоспособность. Таким образом, определение всестороннее исследования влияния температуры на свойства покрытий является важно научно-технической задачей.

В связи с этим целью работы является исследование напряжений в многослойных покрытиях CrN/ZrN формирующихся под действием повышенной температуры.

Экспериментальные исследования выполнены на исследовательской станции в составе ВЭПП-3 Сибирского центра синхротронного и терагерцового излучения. В качестве образцов использовались пластины карбида вольфрама с нанесенными на них многослойными покрытиями разной толщины [5]. Покрытия наносились плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом. В процессе исследования производилась съемка рентгеновских дифракционных картин при нагреве образцов до различных температур. В результате выполненных работ установлены ключевые параметры термически индуцированных изменений в исследуемых покрытиях. С использованием высокоразрешающей растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также энергодисперсионного спектрального анализа установлено влияние повышенных температур на структуру и химический состав покрытий. По результатам рентгенофазового анализа выявлено изменение фазового состава, а с помощью метода  $\sin^2\psi$  определена величина внутренних напряжений индуцированных повышенной температурой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятия № 1.1.16.*

1. Shugurov A.R., Panin A.V. Effect of local curvature of the coating-substrate interface on deformation and fracture of ceramic coatings under uniaxial tension // Phys. Mesomech. 2017. Vol. 20. P. 472–479.
2. Shugurov A.R., Panin A.V., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. Multiscale Fracture of Ti-Al-N Coatings under Uniaxial Tension // Phys. Mesomech. 2021. Vol. 24. P. 185–195.
3. Lyukshin P.A., Lyukshin B.A., Matolygina N.Y., Panin S.V. Stability Loss and Delamination of a Thermal Barrier Coating from the Substrate under Heat Loads // Phys. Mesomech. 2021. Vol. 24. P. 269–281.
4. Ivanov Y.F., Pochetukha V.V., Romanov D.A., Gromov V.E. Structure and Properties of Ag-Ni-N Coating Formed on Copper by Electroexplosive Spraying Combined with Pulsed Electron Beam Irradiation and Nitriding // Phys. Mesomech. 2022. Vol. 25. P. 18–25.
5. Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н., Новицкая О.С., Княжев Е.О., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Денисов В.В. Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий ZrCrN, полученных вакуумно-дуговым методом // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2022. Т. 24. № 1. С. 87–102.

## ПОВЕДЕНИЕ ТРОЙНЫХ ТОЧЕК ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЦЕССЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МЕТАЛЛАХ

<sup>1</sup>Фомин Е.В., <sup>1,2</sup>Майер А.Е.

<sup>1</sup>Челябинский Государственный Университет, Челябинск

<sup>2</sup>Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск

В работе исследуется зарождение дислокаций и двойников с тройных точек границ зерен в кристаллах ГЦК алюминия, меди и никеля. Исследование проводится с помощью метода классической молекулярной динамики [1]. Для этого рассматривается следующая модель кристалла - поликристалл размером  $60 \times 13 \times 46$  нм<sup>3</sup> содержащий три зерна и тройную точку между ними [2]. Зарождение дислокаций и двойников происходит под действием сдвиговой деформации: верхний и нижний слои поликристалла толщиной 3 нм сдвигаются с постоянной скоростью, рассматривались скорости сдвига 2 и 5 м/с. Температура системы в процессе деформации поддерживается при постоянном значении с помощью термостата Нозе-Гувера, рассматривались температуры 300 и 500 К. Периодические граничные условия вдоль осей X, Y используются для устранения граничных эффектов во время моделирования. Визуализация и анализ атомных структур выполняются с помощью пакета OVITO [3].

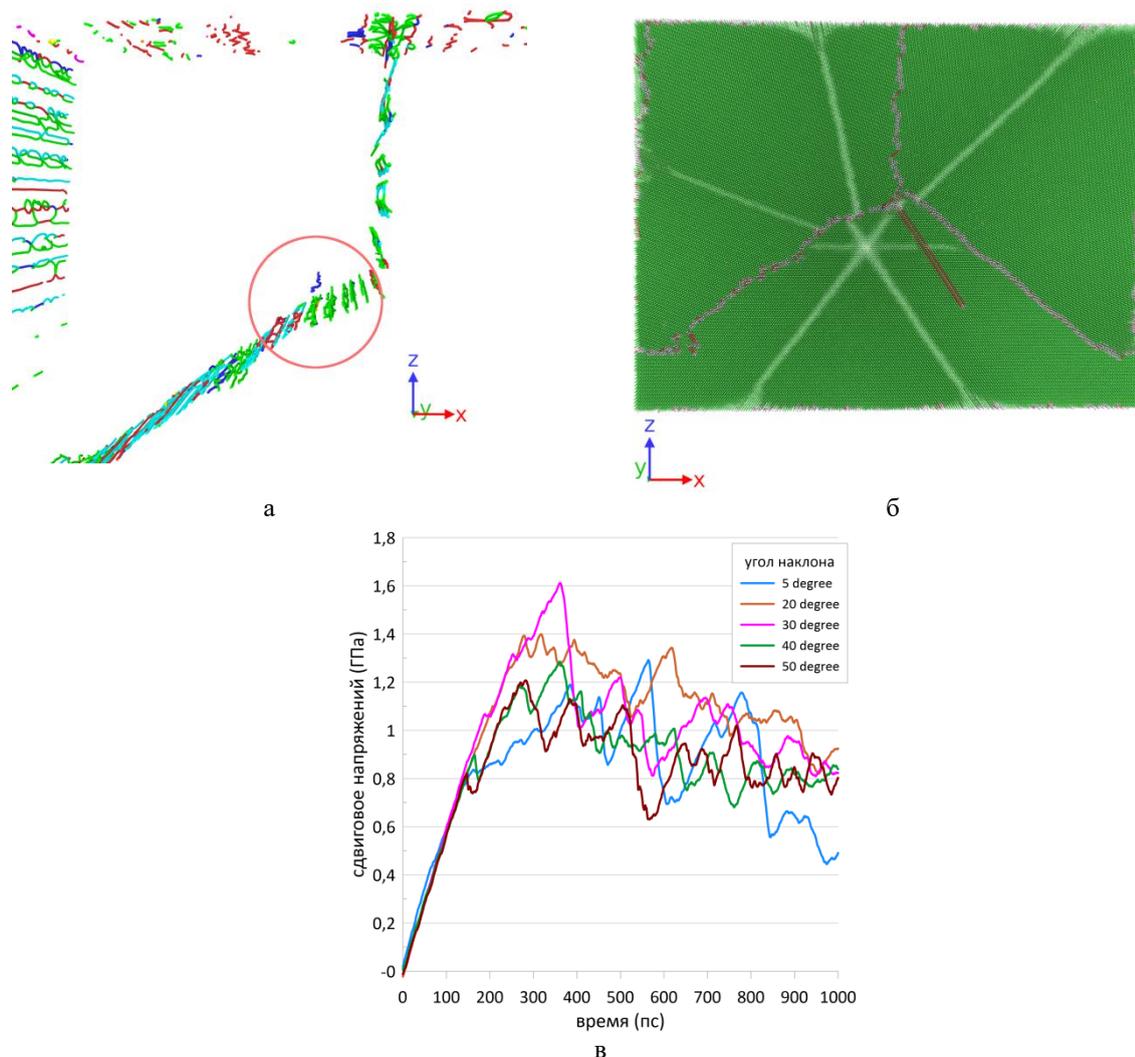


Рис. 1. Результаты молекулярно-динамического моделирования сдвиговой деформации поликристалла алюминия с тройной точкой границ зерен: зарождение дислокации из тройной точки (а); зарождение двойника из тройной точки (б); напряженное состояние систем с различной конфигурацией границ зерен при сдвиговой деформации (в), рассматриваются симметричные границы зерен наклона и поворота и система с тройной точкой границ зерен наклона

Аппроксимация сложных зависимостей методами машинного обучения на основе данных молекулярно-динамического моделирования деформации металлов показывает хорошие результаты, что представлено в недавних работах [4, 5]. В данной работе на основе данных молекулярно-динамического моделирования сдвиговой деформации поликристаллов с тройными точками составлен набор данных для обучения, тестирования и валидации искусственной нейронной сети (ИНС). ИНС прогнозирует момент зарождения дислокации и двойников с тройной точки границ зерен в зависимости от угла разориентировки двух симметрично наклоненных зерен и значения критического напряжения в системе.

*Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-00) и грантом РФФИ (проект № 20-11-20153) в части развития нейронных сетей для описания эмиссии дислокаций.*

1. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1–19.
2. Hirel P. AtomsK: a tool for manipulating and converting atomic data files // Comput. Phys. Commun. 2015. V. 197. P. 212–219.
3. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 2010. V. 18. P. 015012.
4. Mayer A.E., Lekanov M.V., Grachyova N.A., Fomin E.V. Machine-Learning-Based Model of Elastic—Plastic Deformation of Copper for Application to Shock Wave Problem // Metals. 2022. V. 12. P. 402.
5. Latypov F.T., Fomin E.V., Krasnikov V.S., Mayer A.E. Dynamic compaction of aluminum with nanopores of varied shape: MD simulations and machine-learning-based approximation of deformation behavior // Int. J. Plast. 2022. V. 156. P. 103363.

## НЕЛИНЕЙНАЯ МОДЕЛЬ СДВИГОВОГО ТЕЧЕНИЯ ТИКСОТРОПНЫХ ВЯЗКОУПРУГОПЛАСТИЧНЫХ СРЕД, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ПРОЦЕССА ДЕФОРМИРОВАНИЯ, И ЕЁ АНАЛИЗ

<sup>1,2</sup>Хохлов А.В., <sup>2</sup>Гулин В.В., <sup>3</sup>Столин А.М.

<sup>1</sup>*Институт естественных наук СВФУ им. М. К. Аммосова, Якутск*

<sup>2</sup>*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва*

<sup>3</sup>*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка*

Сформулировано нелинейное структурно-реологическое определяющее соотношение (ОС) типа Максвелла для описания сдвигового деформирования полимеров в вязкотекучем состоянии и в виде вязкоупругих расплавов и концентрированных растворов и эмульсий (тиксотропных вязкоупругих жидкостей), учитывающее взаимосвязанные влияние кинетики образования и разрушения межмолекулярных связей и ассоциатов макромолекул (зацеплений, водородных связей, химических сшивок, агрегатов кристаллитов и т. п.) на вязкость и модуль сдвига и влияние процесса деформирования на эту кинетику. В одноосном случае (в предположении постоянства скорости сдвига и изотермичности процесса) ОС управляется шестью материальными параметрами (МП) и одной материальной функцией (МФ). Оно сведено к системе двух нелинейных автономных дифференциальных уравнений, доказана единственность положения равновесия этой системы, в общем виде исследованы зависимости его координат от всех шести материальных параметров и от скорости сдвига при произвольной (неубывающей кусочно-гладкой) материальной функции, доказано, что все зависимости монотонны. Выведены уравнения кривой течения и кривой вязкости, доказано, что модель приводит к возрастающей зависимости равновесного напряжения от скорости сдвига и к убывающей кривой кажущейся вязкости, отражающим типичные свойства экспериментальных кривых течения псевдопластических сред, но не способна описывать сверханомалию вязкости (наличие участка убывания у кривой течения).

В качестве основы предложенного определяющего соотношения (ОС), выбрано нелинейное ОС типа Максвелла

$$\dot{\gamma} = \dot{\tau} / G + \tau / \eta, \quad (1)$$

в котором  $\tau(t)$  – касательное напряжение,  $\gamma$  – скорость сдвига, МП (вязкость  $\eta$  и модуль сдвига  $G$ ) зависят от изменения структуры полимера (характеризуемой параметром  $w(t)$ , имеющим смысл степень «сшитости» полимера) под влиянием деформирования, а скорость изменения параметра  $w(t)$  связана с напряжением  $\tau(t)$  специальной МФ:

$$\eta(w) = \eta_0 e^{\alpha w}, \quad G(w) = G_0 e^{\beta w}, \quad \text{где } \eta_0, G_0 > 0, \quad 0 \leq \beta < \alpha \quad (2)$$

$$\dot{w} = k_1(1 - w) - k_2 g(s)w, \quad (3)$$

где  $k_1, k_2 > 0$  – МП (зависящие от температуры), задающие скорости образования и разрушения сшивок,  $g(s)$ ,  $s \geq 0$ , – неотрицательная возрастающая (нестрого) МФ (с начальным значением  $g(0) = 1$ ), задающая зависимость скорости разрушения сшивок от безразмерного напряжения.

Настоящая работа опирается на цикл статей ([1-10] и др.) по качественному анализу нелинейного ОС типа Максвелла

$$\varepsilon_{ij}(t) = \frac{3}{2} \varepsilon(t) \sigma(t)^{-1} [\sigma_{ij}(t) - \sigma_0(t) \delta_{ij}] + \frac{1}{3} \theta(t) \delta_{ij},$$

$$\varepsilon(t) = \mathbf{M} \sigma = E^{-1} F(\sigma(t)) + \eta^{-1} \int_0^t V(\sigma(\tau)) d\tau, \quad \theta(t) = \mathbf{M}_0 \sigma_0 = E_0^{-1} F_0(\sigma_0(t)) + \eta_0^{-1} \int_0^t V_0(\sigma_0(\tau)) d\tau,$$

с четырьмя произвольными (возрастающими) МФ  $F(x)$ ,  $V(x)$ ,  $F_0(x)$ ,  $V_0(x)$  и МП  $E, \eta, E_0, \eta_0 > 0$ . Оно связывает истории изменения тензоров деформаций  $\varepsilon(t)$  и напряжений  $\sigma(t)$  в точке тела в предположении отсутствия взаимного влияния шаровых и девиаторных частей тензоров  $\mathbf{e} = \varepsilon - \varepsilon_0 \mathbf{I}$  и  $\mathbf{s} = \sigma - \sigma_0 \mathbf{I}$  (независимости объемной деформации  $\theta(t)$  от

касательных напряжений и интенсивности напряжений  $\sigma = (\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij})^{0.5}$ , а деформаций сдвига и интенсивности деформаций  $\varepsilon = (\frac{2}{3} e_{ij} e_{ij})^{0.5}$  – от среднего напряжения  $\sigma_0(t)$  и пренебрегая влиянием третьих инвариантов тензоров. Одномерный прототип ОС получается из классической линейной модели Максвелла заменой линейных упругого и вязкого элемента на нелинейные, управляемые МФ  $F(x)$  и  $V(x)$  соответственно, т. е. опирается на разложение полной деформации в сумму упругой и вязкопластической компонент. Это ОС обобщает (включает) классические степенные модели вязкого течения и ползучести, реологические модели Гершеля-Балкли и Шведова-Бингама и частные случаи моделей Соколовского-Малверна. Нелинейные интегральные операторы  $\mathbf{M}$  и  $\mathbf{M}_0$  управляют процессами формоизменения и развития объемной деформации (не влияющими друг на друга). Модули упругости  $E$ ,  $E_0$  и коэффициенты вязкости  $\eta$ ,  $\eta_0$  выделены из МФ для удобства учета влияния температуры в форме  $E = E(T)$ ,  $\eta = \eta(T)$ ,  $E_0 = E_0(T)$ ,  $\eta_0 = \eta_0(T)$  [4] и обезразмеривания времени с помощью параметра  $\tau_r = \eta / E$ . В столь общей форме ОС исследованию ещё не подвергалось до статей [1-10]. В них доказано, что это ОС в обобщённой формулировке и при определенных ограничениях на свои МФ хорошо описывает более десятка базовых эффектов, типичных для вязкоупругопластических твердых тел (а не только для жидких вязкоупругих сред), в частности, пригодно для описаний кривых нагружения и разгрузки, циклического нагружения, эффектов при ползучести и сверхпластическом деформировании.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-13-20056, [rscf.ru/project/22-13-20056](http://rscf.ru/project/22-13-20056).*

1. Khokhlov A.V. Properties of a Nonlinear Viscoelastoplastic Model of Maxwell Type with Two Material Functions // Moscow Univ. Mech. Bull. 2016. Vol. 71, №. 6 P. 132–136. doi: 10.3103.
2. Хохлов А.В. Индикаторы применимости и методики идентификации нелинейной модели типа Максвелла для реономных материалов по кривым ползучести при ступенчатых нагружениях // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки. 2018. № 6. С.92–112. DOI: 10.18698/1812-3368-2018-6-92-112.
3. Хохлов А.В. Идентификация нелинейной модели упруговязкопластичности типа Максвелла по диаграммам нагружения с постоянными скоростями // Деформация и разрушение материалов. 2018. №4. С. 2–10. DOI: 10.31044/1814-4632-2018-4-2-10.
4. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: моделирование влияния температуры на кривые деформирования, релаксации и ползучести // Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Сер. физ.-мат. науки. 2017. Т.21, №1. С. 160–179. DOI: 10.14498/vsgtu1524.
5. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: свойства семейства кривых релаксации и ограничения на материальные функции // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естеств. науки. 2017. № 6. С. 31–55. DOI: 10.18698/1812-3368-2017-6-31-55.
6. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: скорость накопления пластической деформации при циклических нагружениях // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 7. С. 7–19. DOI: 10.31044/1814-4632-2017-7-7-19.
7. Хохлов А.В. Свойства диаграмм нагружения и разгрузки, порождаемых нелинейным определяющим соотношением типа Максвелла для реономных материалов // Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки. 2018. Т.22, № 2. С. 293–324. doi: 10.14498/vsgtu1573.
8. Khokhlov A.V. Applicability indicators and identification techniques for a nonlinear Maxwell-type elastoviscoplastic model using loading–unloading curves // Mechanics of Composite Materials. 2019. V. 55, №. 2. P. 195–210. DOI: 10.1007/s11029-019-09809-w.
9. Хохлов А.В. О возможности описания знакопеременности и немонотонности зависимости от времени коэффициента Пуассона при ползучести с помощью нелинейной модели вязкоупругопластичности типа Максвелла // Деформация и разрушение матер. 2019. № 3. С. 16–24. DOI: 10.31044/1814-4632-2019-3-16-24.
10. Khokhlov A.V. Two-sided estimates for the relaxation function of the linear theory of heredity via the relaxation curves during the ramp-deformation and the methodology of identification // Mech. Solids. 2018. V. 53, № 3. P. 307–328. DOI: 10.3103/S0025654418070105.

## АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА УПРУГОГО ТЕЛА С ИДЕАЛЬНОЙ ЖИДКОСТЬЮ

Чертова Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Границы раздела твердого тела с жидкостью широко представлены в природе, живых организмах и технике. Указанные границы являются характерной особенностью геологических сред, пористых и трещиноватых флюидонасыщенных материалов, костной ткани и многих конструкций энергетического, технологического и другого оборудования, упругие элементы которых эксплуатируются в условиях погружения в жидкость. В последние десятилетия актуальность изучения границ раздела твердого тела с жидкостью определяется интенсивными исследованиями и разработками пористой нанокерамики и развитием современных аддитивных технологий получения композиционных материалов. Многочисленные исследования показывают, что границы раздела, как и свободные поверхности, оказывают существенное влияние на процессы деформации и разрушения твердых тел [1–3].

Напряженно-деформированное состояние, определяющее поведение и разрушение твердых тел в процессе эксплуатации, является результатом распространения, взаимодействия и затухания упругих и упругопластических волн. Чтобы изучить деформированное состояние на границе раздела упругого тела с идеальной жидкостью, рассмотрим закономерности прохождения плоской гармонической волны через границу. Традиционно при решении этой задачи находятся коэффициенты Френеля, которые связывают амплитуды вторичных волн с амплитудой падающей волны, и определяют потоки энергии первичной и вторичных волн [4–5]. В настоящей работе коэффициенты Френеля использованы для определения различных мод деформации, характеризующих формоизменение и поворот бесконечно малого элемента упругого тела на границе раздела с жидкостью и элемента границы раздела, включающего твердую и жидкую фазы. Проводится сравнительный анализ деформированного состояния упругого тела на границе раздела с жидкостью и свободной поверхности.

При граничном условии прилипания, которое в случае контакта упругого тела с идеальной жидкостью примет вид

$$V_z^s = V_z^L, \sigma_{zz}^s = -P, \sigma_{zy}^s(x) = 0 \quad (1)$$

в декартовой системе координат, связанной с границей раздела, нормаль которой параллельна оси  $z$ , а ось  $y$  параллельна касательной к границе в плоскости падения волны. Здесь  $V_i^s$ ,  $V_i^L$  – компоненты вектора скоростей упругого тела и жидкости,  $\sigma_{zi}^s$  – компоненты тензора напряжений твердого тела  $i=z, y, x$ ,  $P = c_0 \rho_0 V^L$  – давление в жидкости,  $c_0$  – скорость упругих волн в жидкости,  $\rho_0$  – плотность жидкости. Подставляя решения в виде плоских гармонических волн в граничные условия (1), получим системы алгебраических уравнений, которые позволяют определить коэффициенты Френеля и законы отражения и преломления для падающих продольных и поперечных волн в твердом теле и продольной волны в жидкости. Полученные аналитические выражения коэффициентов Френеля на границе раздела твердого тела с жидкостью зависят от угла падения соответствующих волн и параметров контактирующих тел  $c = C_t / C_l$ ,  $s = c_0 / C_l$ ,  $\rho_0 = \rho_0 / \rho^s$ , где  $C_l$ ,  $C_t$  – скорости упругих волн твердого тела,  $\rho^s$  – плотность. Из найденных выражений коэффициентов Френеля при  $s=0$  следуют формулы для коэффициентов отражения на свободной поверхности [6].

Рассчитанные зависимости коэффициентов Френеля и различных компонент деформаций от угла падения  $P$ ,  $SV$  волн позволили установить, что в случае первичной продольной волны рассматриваемые зависимости изменяются непрерывно во всем интервале углов падения волны. Этот результат является следствием монотонного изменения косинусов отраженных волн, определяемых на основе законов отражения и преломления. Деформированное состояние упругого тела на границе раздела с жидкостью определяется

удлинением  $E_{zz}$ ,  $E_{yy}$  и поворотом  $W_{zy}$ . Качественный вид зависимостей коэффициентов отражения и деформаций от угла падения  $P$  волны в упругом теле на границе с жидкостью и на свободной поверхности совпадает. В отличие от свободной поверхности при нормальном падении  $P$  волны  $R_{\parallel} \neq -1$ ,  $E_{zz} \neq 0$  и определяются параметрами граничащих тел  $R_{\parallel} = (sp-1)/(sp+1)$ ,  $E_{\parallel} = 2sp/(sp+1)$ . Коэффициент преломления при нормальном падении  $T_{\parallel} = 2/(sp+1)$ . Бесконечно малый элемент границы, содержащий обе контактирующие фазы, кроме  $E_{zz}$ ,  $E_{yy}$  и  $W_{zy}$  характеризуется деформацией сдвига. Нормальные удлинения на границе раздела и в жидкости с точностью до знака качественно подобны. Зависимости амплитуд удлинений  $E_{yy}(\theta_1^0)$  качественно подобны на границе раздела, в твердом теле и жидкости. По порядку значений деформации  $E_{yy}$  совпадают в упругом теле и на границе раздела. Повороты упругого тела  $W_{zy}$ , определяемые коэффициентом отражения волны сдвига, совпадают с поворотами и сдвигами на границе раздела. Деформация сдвига на границе раздела отличается знаком от деформации в жидкости и равна нулю в твердом теле.

Угловые зависимости коэффициентов отражения и компонент деформаций при падении поперечной волны на границе раздела упругого тела аналогичны изменениям на свободной поверхности в случае  $s \leq c$ . При  $s \leq c$  вторичные волны распространяются в виде однородных волн в интервале углов падения  $0 \leq \theta_i^0 \leq \theta_i^*$ , где  $\theta_i^* = \arcsinc$  – предельный угол полного внутреннего отражения  $P$  волны. Если  $\theta_i^0 \geq \theta_i^*$ , то отраженная  $P$  волна становится неоднородной волной и распространяется вдоль границы раздела, затухая по экспоненте вглубь среды. Если параметры контактирующих тел удовлетворяют условиям  $s > c$ , то наряду с критическим углом  $\theta_i^*$ , существует угол  $\theta_i^{**} = \arcsinc/s$ , который является углом трансформации продольной волны жидкости в отраженную волну сдвига твердого тела. При углах  $\theta_i^0 \geq \theta_i^{**}$  преломленная  $P$  волна в жидкости становится неоднородной волной. Для падающих  $P$  и  $SV$  волн моды деформаций неравны нулю в упругом теле и на границе раздела совпадают. Отличие заключается в немонотонном характере изменения компонент деформаций от угла падения  $SV$  волны, связанного с наличием критических углов.

Результаты работы могут быть востребованы при геологических исследованиях пористых флюидонасыщенных материалов, создании и эксплуатации заменителей костной ткани, прогнозирования работоспособности оборудования различного назначения с элементами погружения в жидкость.

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

1. Панин В.Е., Фомин В.М., Титов В.М. Физические принципы мезомеханики поверхностных слоев и внутренних границ раздела в деформируемом твердом теле // Физ. мезомеханика. 2003. Т. 6, № 2. С.5–14.
2. Zhou Q., Huang P., Liu M., Wang F., Xu K., Lu T. Grain and interface boundaries governed strengthening mechanisms in metallic multilayers // J. Alloy. Compd. 2017. V. 698. P. 906–912.
3. Смолин А.Ю., Еремина Г.М. О влиянии флюидонасыщенности пористого покрытия на механическое поведение системы покрытие-подложка при контактном нагружении // Изв. Вузов. Физика. 2020. Т. 63, № 9. С.80–85.
4. Achenbach J.D. Wave propagation in elastic solids. North-Holland, Amsterdam. – 1975. – 425p.
5. Бреховский Л.М., Годин О.А. Акустика слоистых сред, М.: Наука. Гл. ред. физ-мат. лит. – 1989. – 416с.
6. Чертова Н.В. О характере деформаций на свободной поверхности упругого тела // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. В. 22. С.15–24.

**ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА И  
ЛОКАЛЬНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ  
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ**

Шахиджанов В.С., Романова В.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящей работе экспериментально и численно исследовано формирование и развитие мезоскопического деформационного рельефа в технически чистом алюминии в условиях одноосного растяжения и установлена корреляция рельефных характеристик со степенью локальных пластических деформаций. Профили деформированной поверхности регистрировались с помощью контактного профилометра на разных стадиях растяжения на предварительно выбранных участках мониторинга. Данные EBSD-анализа о микроструктуре исследуемого материала использовались для создания трехмерных моделей с текстурой аналогичной экспериментальным образцам. Для модельных структур были проведены расчеты эволюции деформационного рельефа в рамках теории пластичности кристаллов.

На основе экспериментальных и численных результатов было выявлено, что с самого начала пластической деформации в структуре рельефа присутствуют несколько характерных масштабов рельефных складок, которые эволюционируют в процессе растяжения. Наибольший вклад в интенсивность деформационного рельефа вносят складки, сформированные за счет коллективного смещения 10–15 зерен. Для количественной оценки и сравнения эволюции рельефных образований на мезоуровне для профилограмм в исследуемом диапазоне деформаций был определен безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа, представляющий собой отношение длины профиля поверхности к базовой длине. Выявлена корреляция между интенсивностью деформационного рельефа и степенью локальных пластических деформаций. Установлено, что безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа экспоненциально коррелирует с накопленной пластической деформацией с коэффициентом детерминации 0,99, что предполагает сильную взаимосвязь между двумя величинами. Полученные результаты подтверждают предположение о возможности оценки накопленной пластической деформации в нагружаемом материале по интенсивности шероховатости поверхности на мезомасштабном уровне.

На модельных структурах было исследовано влияние текстуры на характеристики деформационного рельефа. Замечено, что острота текстуры существенно влияет на мезомасштабные картины шероховатости. Общей тенденцией является то, что чем острее текстура, тем ровнее поверхность. В частности, наличие сильной текстуры подавляет развитие «апельсиновой корки», но приводит к выраженной волнистости и локализации деформации на более крупных масштабах. Также было замечено, что интенсивность шероховатости коррелирует с отклонением локальных напряжений, развивающихся в нагруженном материале, от средних значений.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).*

**МНОГОУРОВНЕВАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ: МОДИФИКАЦИЯ ДЛЯ УЧЕТА ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК И ИЗМЕНЕНИЯ ТЕКУЩИХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ**

Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Трусков П.В., Вшивкова А.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Перспективным направлением развития технологий создания металлических изделий сложной формы с высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками является использование деформирования в режиме структурной сверхпластичности (СП). При этом реализуются пониженные нагрузки на обрабатывающие инструменты и требуется уменьшенное число операций финишной обработки. Предпочтительным представляется реализация режима СП при относительно умеренных (порядка 0,5–0,6) гомологических температурах, в котором возможно сохранение равноосной формы отдельных зерен с несущественным изменением их размера. В экспериментах с выходом в режим СП деформирования, реализуемых обычно одноосным растяжением, при обозначенных температурах для многих сплавов наблюдается стадийность (колоколообразность) кривых растяжения. Последнее связано с действием и взаимодействием различных физических механизмов, сменой их ролей в ходе процесса, с эволюцией дефектной структуры материала [1, 2].

На все перечисленные факторы оказывают влияние исходные температурно-скоростные условия и характеристики рассматриваемого материала, в частности, форма и размер зерен, степень легирования, рекристаллизованности структуры после предварительной обработки. В изготавливаемых с помощью СП изделиях сложной геометрии напряженно-деформированное состояние может быть существенно неоднородным, что порождает неоднородность деформаций, скоростей деформаций и неравномерность разогрева в разных частях такой конструкции. Поэтому для исследования поведения металлов и сплавов в состоянии СП, прогнозировании их свойств, а также развития СП технологий необходимо создание конститутивных моделей (КМ), способных описывать эволюционирующую структуру материала и сложные сценарии реализации действия и взаимодействия механизмов деформирования с учетом влияния возможного изменения внешних воздействий. Применение таких КМ при решении краевых задач позволит детально исследовать реальные технологические процессы, основанные на СП, к примеру, штамповку, формовку.

Для построения КМ использован многоуровневый подход, базирующийся на введении внутренних переменных, физических теориях упруговязкопластичности, явном описании структуры материала и механизмов деформирования [2]. Предложена КМ алюминиевого сплава [3, 4], учитывающая следующие основные механизмы: внутризеренное дислокационное скольжение (ВДС), развороты кристаллических решеток зерен, зернограничное скольжение (ЗГС), динамическую рекристаллизацию (ДР), а также их взаимодействие. На начальной стадии деформирования происходит упрочнение, преобладает ВДС и развивается текстура, ЗГС малозначимо. На стадии перегиба кривой растяжения возрастает роль ЗГС, поскольку к этому моменту границы становятся более дефектными (с повышенной внутренней энергией) за счет притока внутризеренных дислокаций и способными к скольжению за счет выглаживания посредством зернограничной диффузии. В зависимости от начальных температурно-скоростных воздействий и структуры материала либо на первой, либо на переходной стадии начинается рост исходно рекристаллизованных зерен за счет нерекристаллизованной фазы (ДР). Последующая стадия на кривой характеризуется постепенным снижением напряжения течения. Это режим СП, в котором преобладает механизм ЗГС, сопровождающийся аккомодационными процессами ВДС и зернограничной диффузии, ротациями и активной сменой соседних зерен. При этом

структура сохраняется равноосной мелкозернистой, размеры зерен практически не изменяются. ЗГС, как и ДР на переходной стадии, приводит к ослаблению или рассеиванию текстуры, образованной после первой стадии испытания.

На основе детального физического анализа экспериментальных данных были модифицированы соотношения разработанной модели, учитывающие влияние легирующих добавок на действующие механизмы в режиме структурной СП, а также переходных к нему стадиях, и, в конечном итоге, на прочностные и сверхпластические свойства материала. В частности, в модели учитывается эволюция распределений малых прочных частиц  $Al_3Zr$ , малых непрочных частиц  $Al_3Li$ , больших прочных частиц  $Al_2LiMg$  и их влияние на ВДС, ЗГС, ДР и ротации кристаллитов. Также был проведен детальный анализ подходов об учете температурно-скоростных условий в рамках многоуровневых физических моделей, на основе которого предложена модификация соотношений конститутивной модели для учета текущего, быстрого по сравнению с временами релаксационных процессов в представительном объеме изменения внешних воздействий (температуры и скорости деформации).

Разработанная модель была использована для исследования процессов простого и сложного нагружения представительного объема поликристаллического промышленного алюминиевого сплава 1420. Определены и проанализированы роли основных механизмов, их взаимовлияние, эволюция структуры материала при деформировании с переходом к режиму структурной СП. Результаты моделирования обнаруживают удовлетворительное соответствие экспериментальным данным.

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

1. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии / Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров, М.Ф. Имаев, В.М. Имаев. Москва, Наука. – 2014. – 284 с.
2. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Новосибирск, Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
3. Трусов П.В., Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И. Многоуровневая модель для описания пластического и сверхпластического деформирования поликристаллических материалов // Физическая мезомеханика. 2019. Т.22, № 2. С. 5–23.
4. Shveykin A.I., Trusov P.V., Sharifullina E.R. Statistical crystal plasticity model advanced for grain boundary sliding description // Crystals. 2020. V. 10, № 9. P. 18.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ**

Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Покрытия на основе системы Ti-Al-N находят все более широкое применение для повышения износостойкости и защиты от коррозии деталей и механизмов в обрабатывающей, автомобильной, авиакосмической и других отраслях промышленности. Большой интерес к покрытиям Ti-Al-N обусловлен их высокой твердостью и износостойкостью, а также термической стабильностью и стойкостью к окислению. В то же время, введение Al в покрытия TiN приводит к снижению их трещиностойкости. Данный эффект становится все более существенным с увеличением содержания алюминия, что оказывает негативное воздействие на износостойкость покрытий Ti-Al-N. Кроме того, развитие технологий обработки материалов требует повышения рабочих температур защитных покрытий до 1000 °C и выше, тогда как покрытия Ti-Al-N теряют свои защитные свойства уже при температурах 800-850 °C. Учитывая указанные недостатки покрытий Ti-Al-N, в последние два десятилетия интенсивные усилия исследователей направлены на поиск путей улучшения их трещиностойкости, износостойкости, термической стабильности и стойкости к окислению. На сегодняшний день одним из наиболее перспективных направлений решения данной задачи является легирование покрытий Ti-Al-N дополнительными химическими элементами.

При легировании покрытий Ti-Al-N используются два основных подхода. Первый из них предполагает введение в покрытия переходных металлов III-VI групп, атомы которых замещают Ti или Al в подрешетке металла, что позволяет в широких пределах варьировать электронную конфигурацию атомов. Это обуславливает существенное изменение характера химической связи и, тем самым, ключевых свойств покрытий. В частности, весьма эффективным является добавление Ta в покрытия на основе Ti-Al-N, что позволяет существенно увеличить их трещиностойкость и обеспечить сохранение их высокой твердости при повышенных температурах. Покрытия Ti-Al-Ta-N также характеризуются повышенной стойкостью к окислению. В то же время, с повышением содержания Ta в покрытиях Ti-Al-Ta-N формируются крупные столбчатые зерна с прямыми ровными границами. Это способствует быстрому распространению внутрь покрытия трещин при циклических нагрузках, а также диффузии кислорода при повышенных температурах. Решение этой проблемы видится в создании в покрытиях на основе Ti-Al-Ta-N нанокристаллической структуры.

С этой целью в покрытия на основе Ti-Al-N обычно вводят неметаллические элементы (B, C, Si), которые преимущественно сегрегируются по границам зерен основной фазы, образуя в них зернограничные аморфные фазы (BN, TiB<sub>2</sub>, C, Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>). Это приводит к существенному уменьшению размера зерен в покрытиях (до 10 нм и меньше) и сопровождается повышением их твердости. Одним из наиболее эффективных методов является легирование покрытий на основе Ti-Al-N кремнием. Его введение позволяет существенно увеличить их твердость (свыше 50 ГПа) с одновременным повышением термической стабильности и стойкости к окислению. В то же время добиться существенного повышения трещиностойкости и износостойкости покрытий Ti-Al-N путем их легирования кремнием не удастся. С учетом вышесказанного, перспективным направлением улучшения свойств покрытий на основе Ti-Al-N является одновременное введение тантала и кремния. Это позволит создать покрытия, обладающие комбинацией улучшенных свойств, характерных для композиций Ti-Al-Ta-N (высокие трещиностойкость, термическая стабильность и стойкость к окислению) и Ti-Al-Si-N (нанокристаллическая структура и высокая твердость). Целью данной работы являлось исследование структуры и механических

свойств керамических покрытий системы Ti-Al-Ta-Si-N, полученных методом реактивного магнетронного распыления.

Покрытия наносили методом реактивного магнетронного распыления на подложки из стали 12X18H9T и титана, подвергнутые механической шлифовке и полировке с последующей очисткой в ультразвуковой ванне. Осаждение покрытий проводили при постоянном токе с помощью двухмагнетронной распылительной системы, с использованием двух мишеней: сплавной мишени Ti-Al (55 ат.% Ti, 45 ат.% Al) и мишени Ta (99.99%) с вставками Si. Напыление проводили в смеси газов Ar + N<sub>2</sub> при давлении в рабочей камере 0,3 Па. Варьирование содержания Si в покрытиях осуществляли путем изменения количества вставок Si на мишени Ta. Толщина покрытий составляла 3 мкм.

Исследовано влияние содержания Si на структуру и фазовый состав покрытий Ti<sub>1-x-y-z</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N (в диапазоне от z = 0 до 0,35). Показано, что покрытия с малым содержанием кремния (z < 0.10) представляют собой твердый раствор Ti-Al-Ta-Si-N с однофазной ГЦК структурой типа B1 и характеризуются столбчатой зеренной структурой. При содержании кремния в диапазоне от z = 0.10 до z = 0.15 в покрытиях формируется нанокристаллическая структура с равноосными зернами основной фазы, по границам которых образуются прослойки аморфной фазы Si<sub>x</sub>N<sub>y</sub>. Дальнейшее увеличение содержания кремния в покрытиях приводит к росту объемной доли фазы нитрида кремния. В результате при z ≥ 0.20 уменьшение размера зерен Al не способно аккомодировать увеличение содержания Si, обуславливая аморфную структуру покрытий Ti<sub>1-x-y-z</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N. Наряду с эволюцией микроструктуры рост содержания кремния в покрытиях вызывает изменение их преимущественной ориентации. Покрытия Ti<sub>1-x-y-z</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N с низким содержанием Si обладают текстурой (111), в то время как при z ≥ 0,10. формируется сильная текстура (200).

Эволюция структуры покрытий Ti<sub>1-x-y-z</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N, обусловленная увеличением содержания Si, сопровождается изменением их механических характеристик. Формирование нанокристаллической структуры в покрытиях, легированных кремнием, приводит к повышению их твердости H с 31,2 ГПа у покрытий Ti<sub>0,41</sub>Al<sub>0,49</sub>Ta<sub>0,10</sub>N до 41,0 ГПа у покрытий Ti<sub>0,37</sub>Al<sub>0,43</sub>Ta<sub>0,10</sub>Si<sub>0,10</sub>N. При последующем увеличении концентрации кремния все более высокая доля аморфной фазы в покрытиях вызывает постепенное снижение их твердости. В результате твердость покрытий Ti<sub>0,27</sub>Al<sub>0,29</sub>Ta<sub>0,10</sub>Si<sub>0,34</sub>N падает до 18,5 ГПа. Приведенный модуль Юнга покрытий E\* демонстрирует аналогичную зависимость от содержания кремния, однако изменяется слабее, чем H. Поэтому покрытие Ti<sub>0,37</sub>Al<sub>0,43</sub>Ta<sub>0,10</sub>Si<sub>0,10</sub>N характеризуется максимальным отношением H/E\*, что указывает на его повышенную трещиностойкость. Таким образом, проведенные исследования показали, что варьирование содержания кремния в покрытиях Ti<sub>1-x-y-z</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N позволяет управлять их микроструктурой, обеспечивая существенное улучшение механических характеристик.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00441).*

**ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И МЕЗОМЕХАНИЧЕСКИЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ СПЕЧЁННОГО КАРБИДА ЦИРКОНИЯ**

Шулепов И.А., Дедова Е.С., Бурлаченко А.Г., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Карбид циркония является перспективным материалом для высокотемпературных применений вследствие его физико-механических характеристик. ZrC обладает как керамическими, так и металлическими свойствами, в том числе высокой температурой плавления (3540 °С), твердостью (до 35 ГПа), хорошей износостойкостью и высокой стабильностью свойств при температурах выше 2000 °С [1]. Для понимания и прогнозирования характеристик материалов, при разработке новых технологических процессов, необходимо исследовать связи физико-химических свойств с его кристаллическим и электронным строением твердотельных и тонкопленочных образцов ZrC.

Образцы керамики ZrC были получены спеканием под давлением при температуре 1900 °С в атмосфере аргона при давлении 30 МПа с изотермической выдержкой в течение 15 минут.

Рентгеновский анализ показал, что карбид циркония имел ГЦК структуру с параметром решетки  $a = 4.6653 \text{ \AA}$  (COD № 96-900-8778). Значение параметра решетки ZrC ниже литературных данных [2], что может быть обусловлено наличием в решетке карбида циркония элементов с меньшим атомным радиусом по сравнению с углерода, которые заместили атомы С. Кроме этого, на поверхности керамики наблюдалось незначительное количество ZrO<sub>2</sub>. Фазовый состав циркония представлен гексагональной фазой (COD № 96-900-8524), параметр элементарной ячейки равен  $a = 3.2216 \text{ \AA}$ ,  $c = 5.1335 \text{ \AA}$ . Углерод имел гексагональную структуру (COD № 96-101-1061).

С использованием оже-спектрометра исследована электронная структура карбида циркония с сопоставлением электронных спектров от циркония и графита. Проведена интерпретация результатов электронной спектроскопии совместно с результатами растровой электронной микроскопии и рентгеновского структурного анализа.

Проведено сравнение интегральной и дифференциальной форм оже-спектров карбида циркония и образующих его элементов. Выявлены особенности формы оже-спектров от чистых циркония и углерода, а также от этих элементов в карбиде циркония, спекённого при 1900 °С, а также отличия в электронных спектрах дискретно рассеянных на плазмонах первичных электронов.

Спектры в форме  $N(E)$  регистрировались на модернизированном оже-спектрометре 09-ИОС-10 [3, 4].

Для анализа были зарегистрированы вторично-электронные от Zr, С и ZrC (рис. 1, 2). Электронные спектры нормированы на максимум интенсивности пика циркония 147эВ. Для сравнения приведены спектры от циркония, углерода в виде  $dN/dE$  и  $N(E)$ . Следует отметить, что спектры оже-электронов в виде  $dN/dE$  для циркония и углерода не отличаются от спектров приведенных в [6]. Более информативно выглядят электронные спектры в виде  $N(E)$  (рис. 1б, 2). Моделирование и вычитание фона бесструктурно рассеянных электронов производилось методом Ширли, с использованием программы AAnalyzer.

Обнаружены значительные отличия формы линий электронных спектров от циркония и углерода, находящихся в чистых образцах, и от этих же элементов, составляющих карбид циркония. Для анализа изменений строения электронных оболочек циркония и углерода, электронные спектры от углерода и циркония были разложены на гауссовы составляющие. Такая же процедура была проведена для карбида циркония. В дополнение проведен анализ отличия структурирования плазмонов на поверхности Zr и ZrC.

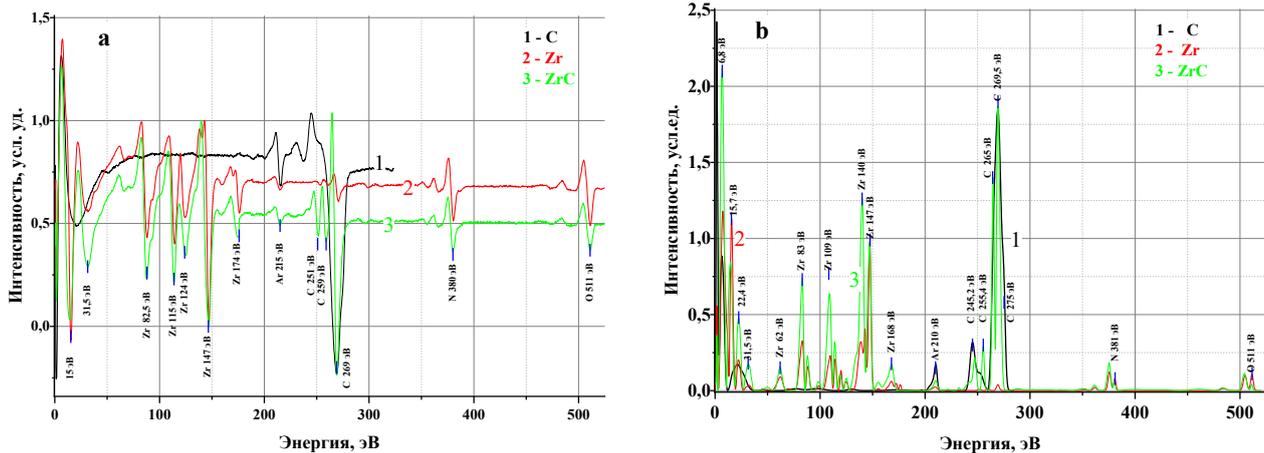


Рис. 1. Обзорные вторично-электронные спектры: в виде  $dN/dE$  (а); в виде  $N(E)$  (б):  
1 - углерод, 2 - цирконий, 3 - карбид циркония

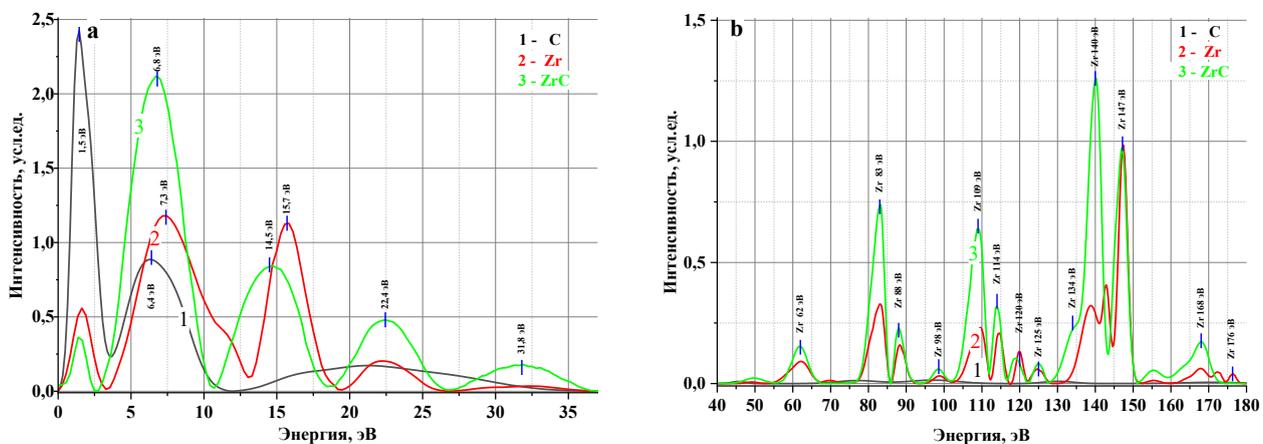


Рис. 2. Участки вторично-электронных спектров от 0 эВ до 37 эВ (а) и от 40 эВ до 180 эВ (б)

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

1. Silva G.W. C. et al. Characterization of zirconium carbides using electron microscopy, optical anisotropy, Auger depth profiles, X-ray diffraction, and electron density calculated by charge flipping method //Journal of Solid State Chemistry. 2012. V. 194. P. 91–99.
2. Samsonov G.V. et al. Hot pressing of the transition metals and their carbides in their homogeneity regions //Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 1970. V. 9, № 9. P. 713–716.
3. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Смирнова А.С., Почивалов Ю.И. Мезоскопические структурные состояния в пластической деформации наноструктурных металлических материалов // Физическая мезомеханика. 2018. Т.21, № 3. С. 12–17.
4. Panin V.E., Shulepov I.A., Narkevich N.A., Botaeva L.B. Electron energy spectra of elastically and discretely scattered electrons of the Ti–6Al–4V alloy fracture surface after radial shear rolling at a temperature of 1000°C // Physical Mesomechanics. 2021. V. 24, № 2. P. 131–139.
5. Palmberg P.W. Handbook of Auger electron spectroscopy: a reference book of standard data for identification and interpretation of Auger electron spectroscopy data. Physical Electronics Industries. – 1972.

**Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов.  
Физические аспекты и механизмы разрушения**

**НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В  
МИКРОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА**<sup>1,2</sup>Аглетдинов Э.А., <sup>2</sup>Наймарк О.Б.<sup>1</sup>*НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти*<sup>2</sup>*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Среди современных исследовательских методов, способных отследить динамику процесса пластической деформации, выделяется метод акустической эмиссии (АЭ), получивший широкое признание благодаря своей чрезвычайно высокой чувствительности к динамике дефектного ансамбля. В недавней работе при исследовании процессов деформации в монокристаллических микрокристаллах цинка были обнаружены степенные распределения временных интервалов и энергий сигналов АЭ, аналогичные эмпирическим статистическим законам сейсмичности [1, 2]. Такое проявление масштабной инвариантности и самоорганизации в динамике ансамбля дислокаций, по мнению авторов упомянутой работы, является признаком самоорганизованной критичности. Это концепция представляет собой обобщение моделей, демонстрирующих свойства масштабной инвариантности, склонность к катастрофическим событиям и «огрубление» свойств, обусловленных «подчинением» динамики системы коллективным переменным [3]. Масштабная инвариантность свойственна динамическим системам с детерминированным хаосом, ключевым свойством которых является экспоненциальная чувствительность к начальным условиям. Существует ряд методов анализа временных рядов, позволяющих восстановить ключевые свойства динамической системы, порождающей наблюдаемый сигнал. Цель настоящей работы – установить с помощью анализа сигналов АЭ, можно ли отнести процесс пластической деформации на микромасштабе к хаотическим системам.

Сигналы акустической эмиссии регистрировались на микрообразце толщиной 32 мкм. Образец был помещен в камеру электронного микроскопа, оснащенную механической ячейкой с наноиндентером. Проводились механические испытания на одноосное сжатие с одновременной регистрацией непрерывного сигнала АЭ. Была выбрана ориентация монокристалла, благоприятная для базисного скольжения. Подробное описание эксперимента можно найти в [1].

Данные акустической эмиссии, полученные в ходе экспериментов, находятся в свободном доступе [4] и использованы как исходные данные для обработки и анализа. На первом этапе проводилось детектирование событий АЭ методом STA/LTA [5]. В результате были определены времена и энергии событий. Как и следовало ожидать, распределение энергий задетектированных событий носит степенной характер, что совпадает с результатами работы [1]. В качестве исходных данных для анализа в терминах нелинейной динамики использовался ряд временных интервалов между последующими событиями. Производилось восстановление фазового портрета системы. В качестве оптимальной временной задержки было выбрано значение  $\tau=1$  (в отсчетах), при котором авто-взаимная информация спадает в  $1/e$  раз. Оптимальная размерность вложения  $m=13$  определялась по методу Цао [6]. Согласно процедуре Грассбергера-Прокаччия на зависимости корреляционного интеграла от радиуса в двойном логарифмическом масштабе был найден линейный участок. При этом корреляционная размерность выходит на насыщение при размерности вложения равном 13, что является признаком наличия странного аттрактора, то есть хаотической динамики (рис. 1). Кроме того, по методу [7] был определен положительный старший показатель Ляпунова, что означает экспоненциальную чувствительность к начальным условиям (рис. 2). Таким образом, дислокационная подсистема, обеспечивающая пластическую деформацию в микрокристаллах цинка, проявляет сильные признаки динамического хаоса.

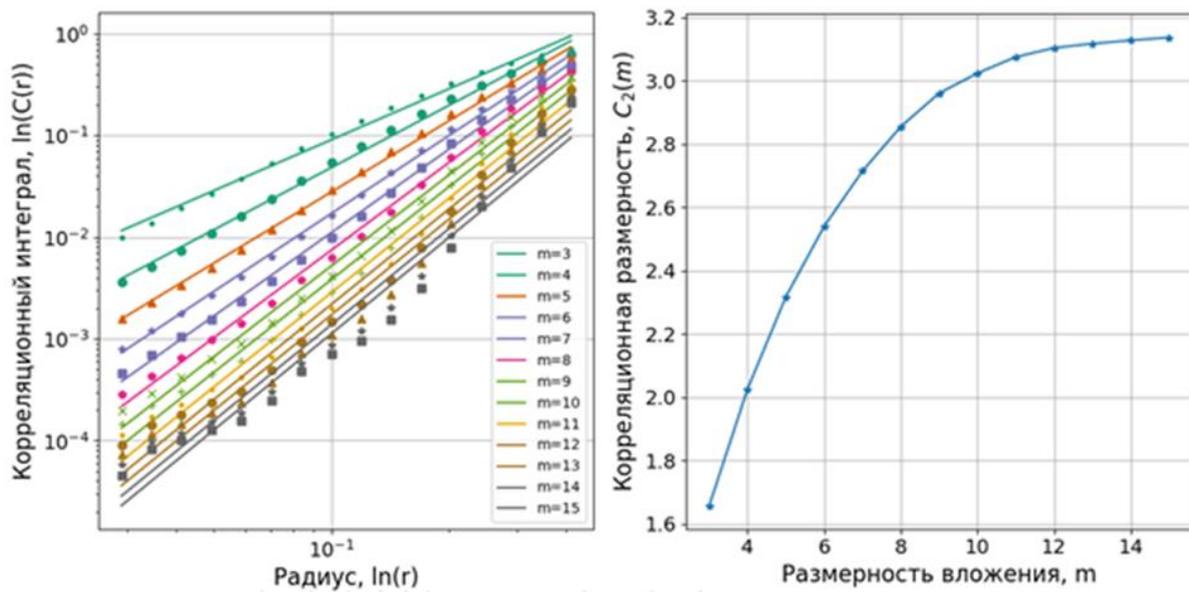


Рис. 1. Вычисление корреляционной размерности по процедуре Грассбергера-Прокаччия

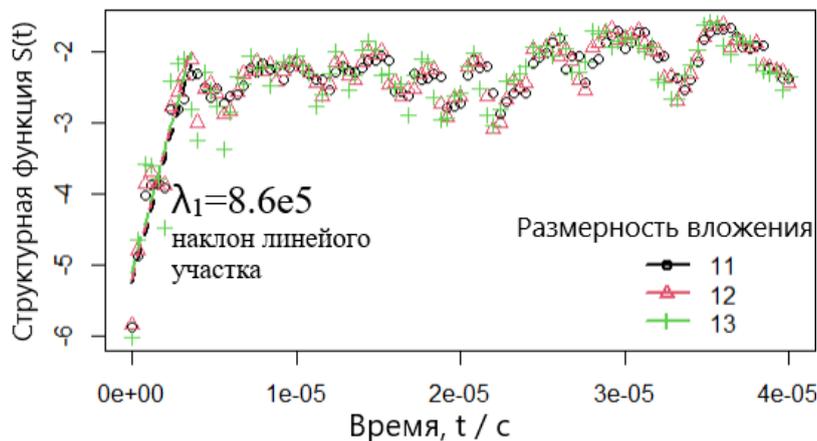


Рис. 2. Вычисление «старшего» показателя Ляпунова

*Исследования поддержаны Российским научным фондом (грант № 21-79-30041).*

1. Ispánovity, P.D. et. al. Dislocation Avalanches: Earthquakes on the Micron Scale. 2022. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2107.13334>.
2. Наймарк О.Б. Структурно-скейлинговые переходы и автомодельные закономерности развития землетрясений // Физическая мезомеханика. 2008. Т. 11, № 2. С. 89–106. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2008-00002>.
3. Подлазов А.В. Теория самоорганизованной критичности – наука о сложности / А.В. Подлазов // Будущее прикладной математики. под. ред. Г.Г. Малинецкого. М.: Эдиториал УРСС. – 2005. – С. 404–426.
4. Dávid Ugi, Michal Knapek, Péter Dusán Ispánovity. Experimental data related to publication: "Dislocation Avalanches: Earthquakes on the MicronScale" [Data set]. Zenodo. 2022. <https://doi.org/10.5281/zenodo.5897653>.
5. Allen R. Automatic earthquake recognition and timing from single traces // Bull. Seismol. Soc. Am. 1978. V. 68. P. 1521–1532.
- 6 Cao L. Practical method for determining the minimum embedding dimension of a scalar time series // Physica D: Nonlinear Phenomena. 1997. V. 110, № 1. P. 43–50.
7. Rosenstein et. al, A practical method for calculating largest Lyapunov exponents from small data sets //Physica D: Nonlinear Phenomena. 1993. V. 65-1. P. 117–134.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК**<sup>1</sup>Аккузин С.А., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю., <sup>2</sup>Ким А.В., <sup>1</sup>Алмаева К.В., <sup>1</sup>Круковский К.В.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящей работе экспериментально исследовано влияние термомеханических обработок (ТМО) на механические свойства и особенности разрушения реакторной аустенитной стали ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР). Режимы термомеханических обработок состояли из пластической деформации прокаткой (до степени деформации  $\epsilon \approx 2$  за 6 проходов) с предварительным нагревом до  $T = 600, 700, 800$  или  $900$  °С, соответственно, и выдержкой в течении 10 минут. После каждого из проходов образцы стали закаливали в воду. Механические испытания осуществляли при температуре  $T = 20$  °С методом активного растяжения со скоростью деформации  $\approx 2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Использовали образцы в форме двойных лопаток с длиной рабочей части 13 мм и сечением  $2 \times 1 \text{ мм}^2$ . Ось растяжения совпадала с направлением прокатки образцов.

Механические испытания на растяжение показали, что после ТМО значения прочностных свойств стали повышаются в несколько (1,5-4,2) раз, по сравнению с исходным (закаленным) состоянием. Предел текучести после таких обработок достигает  $\approx 730-845$  МПа, предел прочности –  $\approx 815-985$  МПа. При этом относительное удлинение стали после всех режимов ТМО снижается (в  $\approx 7$  раз), относительно исходного состояния, и составляет  $\approx 6-8\%$ .

Фрактографические исследования с использованием растровой электронной микроскопии показали, что после предложенных режимов ТМО поверхность разрушения макроскопически неоднородна. Наблюдается выраженный рельеф излома образцов. Образцы стали после всех рассматриваемых режимов обработки разрушаются с образованием шейки, что согласуется с полученными значениями пластичности. Все образцы разрушаются по механизму вязкого ямочного транскристаллитного разрушения. В центральной части изломов (в зоне устойчивого распространения трещины) локально появляются участки интеркристаллитного вязкого разрушения. Это связано с формированием в процессе теплой пластической деформации прокаткой полосчатой (пластинчатой) зеренной структуры, которая вытянута в направлении прокатки.

На микроскопическом уровне в зоне устойчивого распространения трещины и зоне долома обнаружены крупные и мелкие ямки. Последних существенно больше и средний размер их составляет  $\approx 1-3$  мкм. На дне крупных (диаметром 5–20 мкм) ямок обнаружены частицы вторых фаз размерами в несколько микрометров (некоторые из таких частиц разрушены). Указанные частицы служат концентраторами напряжений при растяжении образцов. Энергодисперсионный анализ показал, что обсуждаемые частицы представляют собой карбидные выделения на основе Ti и Nb. Ранее в [1] была подробно описана микроструктура стали ЭК-164 в исходном состоянии и после термомеханических обработок, где показано наличие подобных частиц как на границах зерен, так и внутри них.

Таким образом, ТМО с пластической деформацией в интервале температур 600–900 °С приводят к повышению, относительно исходного состояния, прочностных свойств стали ЭК-164 с сохранением удовлетворительного уровня пластичности. Указанные изменения механических свойств не оказывают существенного влияния на характер разрушения стали при комнатной температуре испытаний.

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

**ПРЕОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ**<sup>1</sup>Аксёнова К.В., <sup>1</sup>Громов В.Е., <sup>2</sup>Иванов Ю.Ф., <sup>3</sup>Ващук Е.С.<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*<sup>3</sup>*Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева, Прокопьевск*

Значительное увеличение интенсивности железнодорожного транспорта и его грузонапряженности в последние годы требует высокой эксплуатационной стойкости рельсов, изготавливаемых из перлитной стали. В исходном состоянии рельсы содержат около 70% перлита пластинчатой морфологии, деформация которого сопровождается сложной трансформацией феррита и цементита [1], обычно наблюдаемой методами просвечивающей электронной микроскопии. Основное внимание при этом уделяется деформационно индуцированному разрушению цементита [2, 3], приводящему к росту концентрации углерода в феррите и дополнительному механизму упрочнения. Целью настоящей работы являлся анализ преобразования дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии рельсовой стали, разрушенной в условиях деформации растяжением.

Материалом исследования служили образцы 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 производства АО «Евраз – ЗСМК», полученных из вакуумированной электростали Э76ХФ. Деформацию одноосным растяжением плоских пропорциональных образцов в виде двухсторонних лопаток с размерами рабочей области 1,5x4,45x8,0 мм осуществляли на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин. Установлено, что предел прочности на разрыв изменяется от 1247 МПа до 1335 МПа; деформация образцов при разрушении – от 0,22 до 0,26. Дефектную субструктуру стали в зоне разрушения исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100 JEOL).

Структура исследуемой стали по морфологическому содержит следующие составляющие: зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррито-карбидной смеси (зерна вырожденного перлита) и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы), относительное содержание которых в материале 0,7, 0,27 и 0,03, соответственно [1]. Структура пластинчатого перлита представлена чередующимися пластинами феррита (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и пластинами цементита (карбид железа состава  $Fe_3C$ , орторомбическая кристаллическая решетка) [1]. Разрушение стали в условиях одноосного растяжения плоских образцов не приводит к изменению морфологии материала. В зоне разрушения и вдали от нее присутствуют зерна с характерной для перлита пластинчатой структурой (рис. 1).

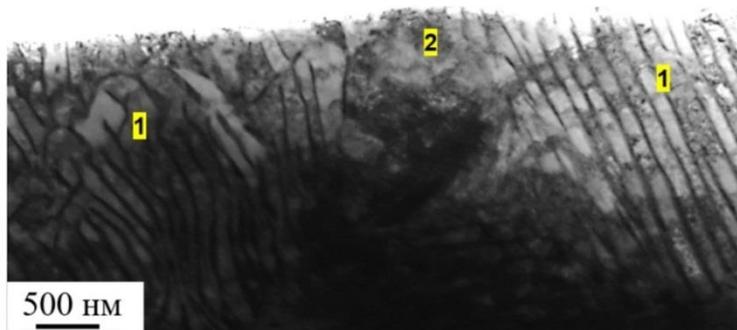


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали: 1 – зерна пластинчатого перлита; 2 – зерна феррито-карбидной смеси

Преобразование структуры стали выявляется на уровне дефектной подсистемы и сопровождается множественным преобразованием перлита, а именно разбиением пластин феррита малоугловыми границами на фрагменты и существенным увеличением скалярной плотности дислокаций с  $3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $7,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Деформация исследуемой стали сопровождается разрушением пластин цементита по механизмам разрезания и растворения с последующим выносом углерода движущимися дислокациями в объем пластин феррита с образованием в них наноразмерных (8,3 нм) частиц третичного цементита округлой формы (рис. 2). Наиболее отчетливо частицы такого размера обнаруживаются при использовании методики темнопольного анализа (рис. 2 б). Наряду с растворением, пластическая деформация стали сопровождается фрагментацией пластин цементита. Обнаружено, что в зоне разрушения образцов пластины цементита, сохраняя свою исходную морфологию, разбиваются на наноразмерные фрагменты (~9,3 нм).

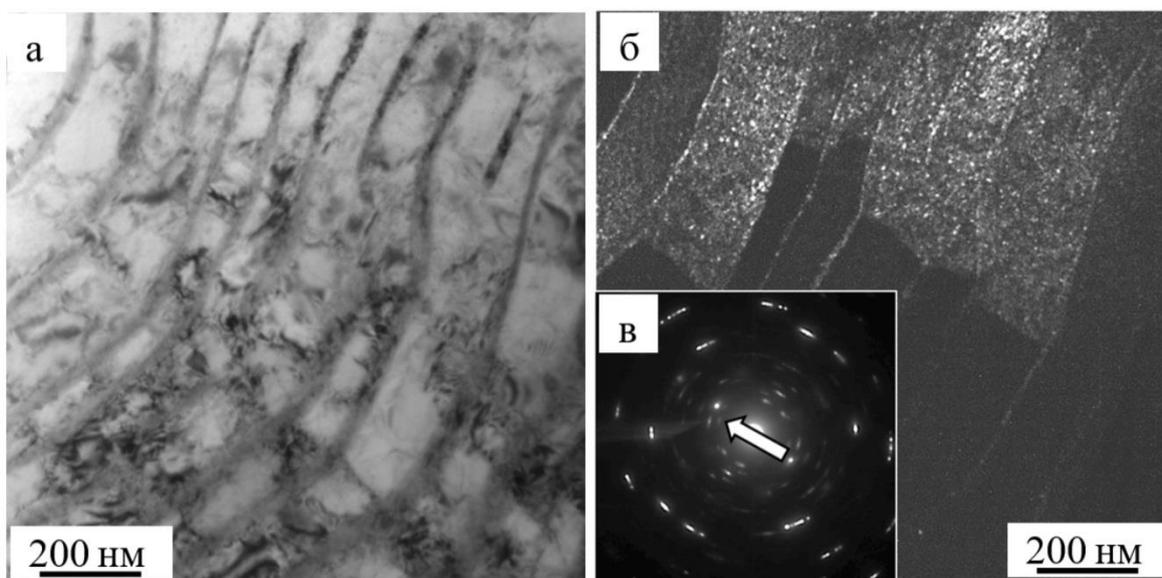


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение наноразмерных частиц цементита, образовавшихся в пластинах феррита рельсовой стали; светлое поле (а) темное поле (б), полученное в рефлексе  $[110]\alpha\text{-Fe} + [121]\text{Fe}_3\text{C}$ ; микроэлектронограмма (в), стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение (б)

Результаты, полученные в данной работе, сопоставимы с результатами исследований структуры рельсовой стали после деформации сжатием до 50% [4]. Методами просвечивающей электронной микроскопии установлено, что деформационное упрочнение носит многостадийный характер и сопровождается фрагментацией перлитных зерен, усиливающейся по мере увеличения степени деформации и достигающей  $\approx 0,4$  объема исследуемой фольги при  $\epsilon = 50 \%$ . Также обнаружено разрушение пластин цементита по механизмам их растворения и разрезания подвижными дислокациями с образованием частиц третичного цементита размерами 2-4 нм.

1. Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. USA : Materials Research Forum LLC. – 2021. – 190 p.
2. Tung P.-Y., Zhou X., Mayweg D., Morsdorf L., Herbig M. Under-stoichiometric cementite in decomposing binary Fe-C pearlite exposed to rolling contact fatigue // Acta Materialia. 2021. V. 216. P. 117144.
3. Fang F., Zhao Y., Liu P., Zhou L., Hub X., Zhou X., Xie Z. Deformation of cementite in cold drawn pearlitic steel wire // Materials Science and Engineering: A. 2014. V. 608. P. 11–15.
4. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Ващук Е.С. Эволюция структуры рельсовой стали при сжатии // Деформация и разрушение материалов. 2022. № 8. С. 9–14.

## СТРУКТУРА СПЛАВА Al-10Si-2Cu, РАЗРУШЕННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

<sup>1</sup>Аксёнова К.В., <sup>1</sup>Загуляев Д.В., <sup>2</sup>Иванов Ю.Ф., <sup>3</sup>Клопотов А.А.,  
<sup>3</sup>Устинов А.М., <sup>3</sup>Якупов Д.Ф.

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

<sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Наиболее перспективным методом модификации алюминиево-кремниевых сплавов, направленном на улучшение их функциональных характеристик, является импульсная электронно-пучковая обработка [1, 2]. В настоящей работе выполнен анализ элементного, фазового состава и дефектной субструктуры сплава Al-10Si-2Cu, облучённого интенсивным импульсным электронным пучком и разрушенного в результате одноосного растяжения.

В работе [3] было показано, что исследуемый сплав Al-10Si-2Cu в исходном (литом) состоянии является поликристаллическим агрегатом, сформированным зёрнами твёрдого раствора на основе алюминия размерами 25-70 мкм и зёрнами пластинчатой эвтектики Al-Si размерами 55-80 мкм. Как и многие другие сплавы системы Al-Si, сплав Al-10Si-2Cu характеризуется наличием включений интерметаллидов, имеющих разнообразную форму («китайские иероглифы», иглы, глобулы, пластины). Присутствие в сплаве пластин кремния и включений интерметаллидной фазы приводит к его повышенной хрупкости.

Механические испытания на растяжение образцов сплава Al-10Si-2Cu показали, что к наиболее существенному увеличению его пластических и прочностных свойств приводит режим облучения электронным пучком с параметрами 17 кэВ, 50 Дж/см<sup>2</sup>, 100 мкс, 3 имп., 0,3 с<sup>-1</sup>. В результате в 1,8 раза увеличивается прочность и в 2,2 раза пластичность материала относительно сплава в литом состоянии. Облучение образцов импульсным электронным по данному режиму сопровождается высокоскоростным плавлением поверхностного слоя толщиной до 90 мкм, в котором формируется структура ячеистого типа (рис. 1а).

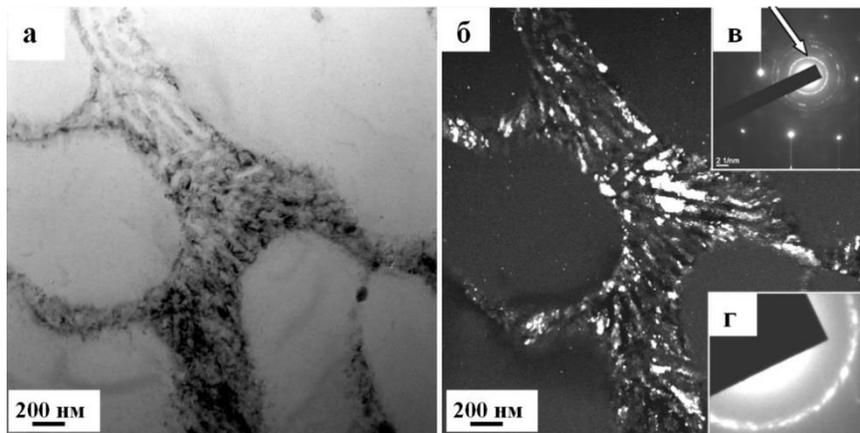


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Al-10Si-2Cu, облученного импульсным электронным пучком; светлое поле (а), темное поле, полученное в рефлексе [111]Si (б); микроэлектронограмма (в), стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле, фрагмент микроэлектронограммы (г)

Ячейки кристаллизации размерами 0,5-0,8 мкм сформированы твердым раствором на основе алюминия. Вдоль границ ячеек формируются протяженные прослойки второй фазы, обогащенные преимущественно атомами кремния и имеющие нанокристаллическое строение (рис. 1б). Размеры кристаллитов изменяются в широких пределах от 4 до 15 нм (рис. 1а, б). Микроэлектронограммы, полученные с такой структуры, имеют кольцевое строение (рис. 1в). Дифракционные кольца являются суперпозицией точечных рефлексов и диффузного гало (рис. 1г). Последнее, очевидно, и указывает на наличие в прослойках, разделяющих ячейки, кремния, находящегося в аморфном состоянии. Включения кремния и

интерметаллидов игольчатой формы, характерные для структуры литого состояния, в данном слое не наблюдаются.

Пластическая деформация растяжением не приводит к разрушению структуры ячеистой высокоскоростной кристаллизации (рис. 2). В объеме ячеек наблюдается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций со скалярной плотностью  $(1-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Деформирование образцов сплава Al-10Si-2Cu сопровождается распадом твердого раствора на основе алюминия и выделением в объеме ячеек кристаллизации преимущественно на линиях дислокаций частиц второй фазы сложного состава  $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$  сферической формы размерами 5-8 нм (рис. 2б).

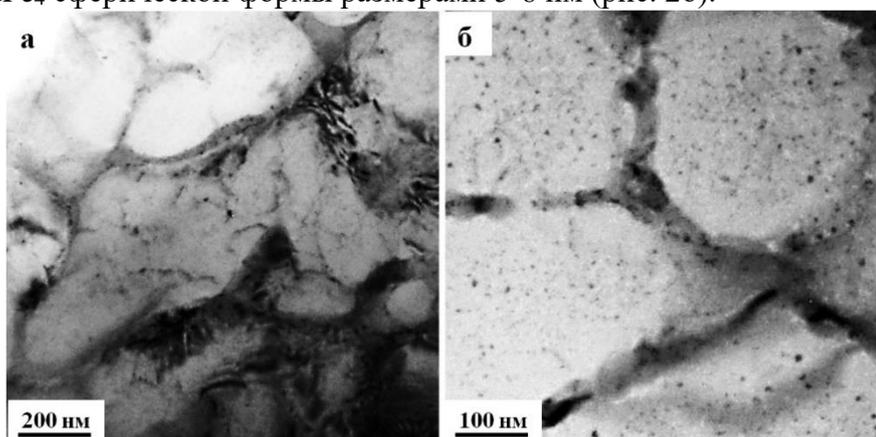


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Al-10Si-2Cu, облученного импульсным электронным пучком и разрушенного в результате деформации растяжением; STEM анализ (а); ТЕМ анализ (б)

Методами рентгенофазового анализа выявлено, что деформация сплава Al-10Si-2Cu в литом и в облученном импульсным электронным пучком состояниях развивается по различным сценариям. Деформация литых образцов сопровождается незначительным снижением относительного содержания в материале кремния и увеличением параметра кристаллической решетки твердого раствора на основе алюминия. Деформация сплава, предварительно облученного импульсным электронным пучком, сопровождается увеличением относительного содержания кремния и уменьшением параметра кристаллической решетки алюминия.

Таким образом, можно выделить следующие основные причины увеличения пластических свойств сплава Al-10Si-2Cu, облученного импульсным электронным пучком. Во-первых, диспергирование структуры поверхностного слоя путем растворения и последующей высокоскоростной кристаллизации кристаллитов кремния и включений интерметаллидов. Во-вторых, формирование в поверхностном слое толщиной до 100 мкм субмикро- и нанокристаллической структуры высокоскоростной ячеистой кристаллизации алюминия. В-третьих, стабилизация границ ячеек наноразмерными выделениями вторых фаз. Повышение прочности облученного сплава (относительно литого состояния) обусловлено дисперсионным твердением, вызванным выделением наноразмерных включений второй фазы, являющихся препятствием для движущихся дислокаций.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10059, <https://rscf.ru/project/19-79-10059/>.*

1. Zhang C., Lv P., Cai J., Zhang Y., Xia H., Guan Q. Enhanced corrosion property of W-Al coatings fabricated on aluminum using surface alloying under high-current pulsed electron beam // J. Alloys Compd. 2017. V. 723. P. 258–265.
2. Kononov S.V., Alsaraeva K.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Semina O.A. The influence of electron beam treatment on Al-Si alloy structure destroyed at high-cycle fatigue // Key Engineering Materials. 2016. Vol. 675-676. P. 655–659.
3. Kononov S.V., Zaguliaev D.V., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Abaturova A.A. Modification of Al-10Si-2Cu alloy surface by intensive pulsed electron beam // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9 (3). P. 5591–5598.

**ВЛИЯНИЕ ПРИСУТСТВИЯ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА В КОНТАКТНОМ ПРОСТРАНСТВЕ  
НА ХАРАКТЕР СУХОГО СКОЛЬЖЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ  
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА**

Алеутдинова М.И., Фадин В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Высокая износостойкость материалов задаётся высокой прочностью их контактных слоёв и является главной характеристикой трибосистемы. Эффективность разработки таких износостойких материалов в значительной степени зависит от знания взаимосвязи структуры поверхностных слоёв и характеристик контакта. Особый интерес представляет достижение высокой износостойкости при сильных внешнем воздействии, например, при сухом трении под воздействием электрического тока высокой плотности. Физические принципы построения таких трибосистем отсутствуют и есть необходимость создания модельных трибосистем для получения начальных результатов. Можно предположить, что тугоплавкие металлы с высокой электропроводностью имеют высокую устойчивость структуры поверхностных слоёв в процессе трения и способны обеспечить удовлетворительные характеристики контакта. В качестве материала для сравнения можно выбрать низкоуглеродистую сталь [1, 2]. Предлагается рассмотреть такие характеристики трения как интенсивность изнашивания, электропроводность, плотность тока и элементы структуры поверхностных слоёв в начале катастрофического изнашивания.

W и сталь Ст3 были выбраны в качестве модельных образцов. Материалами для контртела служили Мо или Сталь 45. Цель настоящей работы изучение характера триботехнического контакта пар трения Ст3/сталь 45, Ст3/Мо, W/сталь 45 и W/Мо при сухом скольжении под воздействием электрического тока.

Вольфрам марки ВА (>99.9 %W) и сталь Ст3(0.2 %C) служили образцами для скользящего токосъёма по контртелам из закаленной стали 45(0.45 %C) и Мо (>99.9 %Mo). Рентгеновский фазовый анализ поверхностных слоёв проведён на дифрактометре ДРОН-3. Поверхности скольжения изучены с помощью конфокального лазерного микроскопа «Olympus OLS 4100». Нагружение материалов трением проведено без смазки под воздействием переменного тока (50 Гц), при давлении  $p=0,13$  МПа, скорости скольжения  $v=5$  м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «pin-on-ring». Линейная интенсивность изнашивания определена как  $I_h=h/L$ , где  $h$  есть изменение высоты образца на дистанции скольжения  $L$ . Контактная плотность тока определена как  $j=i/A_a$ , где  $i$  есть ток, протекающий через номинальную площадь контакта  $A_a$ .

Показано, что поверхностные слои металлов самоорганизуются в процессе трения. Поверхность скольжения образцов морфологически имеет 2 сектора, где проявлены разные механизмы деформации. В одном из секторов наблюдается деформация, близкая к течению вязкой жидкости. Обнаружено, что в контакте Ст3/сталь 45 образуется многоуровневая структура поверхностных слоёв вследствие образования FeO. Это позволяет достигнуть вполне высокой износостойкости при высокой критической плотности тока.

Невозможность образования окислов на поверхностях скольжения W и Мо не позволяет иметь многоуровневую структуру в поверхностных слоях. Это приводит к низкой износостойкости скользящих электроконтактов типа Ст3/Мо, W/Мо и W/сталь 45.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

1. Aleutdinova M.I, Fadin V.V. The role of FeO in creating of multi-level structure of the surface layer of metallic materials in the dry slip zone under electric current of high density // AIP Conference Proceedings. 2019. V. 2167. P. 020012.
2. Quinn T.F.J. The oxidational wear of low alloy steel // Tribol. Int. 2002. Vol. 35. P. 691–715.

## МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ 12% ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

Алмаева К.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Линник В.В.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проведены оценки основных механизмов упрочнения 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe-12Cr-0,74Mo-0,68W-1,09Si-0,34V-0,40Nb) в структурном состоянии после традиционной термической обработки (ТТО, нагрев до  $T = 1100$  °С 1 ч., отпуск при  $T = 720$  °С, 3 ч.) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО, нагрев до  $T = 1100$  °С 1 ч., горячая пластическая деформация прокаткой в аустенитной области до величины  $\varepsilon \approx 50$  % с последующей закалкой в воду и отпуск при  $T = 720$  °С 1 ч.).

В работе предполагается справедливость аддитивности основных механизмов упрочнения [1, 2], которые суммарно описывают вклад в значение предела текучести ( $\Delta\sigma_{0,2}$ ) следующей формулой:

$$\Delta\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_{disp} + \Delta\sigma_{disl} + \Delta\sigma_{GB} \quad (1),$$

где  $\sigma_0$  – напряжение трения решетки (силы Пайерлса-Набарро),  $\Delta\sigma_{ss}$  – твердорастворное упрочнение,  $\Delta\sigma_{disp}$  – дисперсное упрочнение,  $\Delta\sigma_{disl}$  – дислокационное (деформационное),  $\Delta\sigma_{GB}$  – зернограничное упрочнение.

Упрочнение за счет сил Пайерлса-Набарро рассчитывали по формуле:

$$\sigma_0 = 2G \cdot 10^{-4} \quad (2),$$

где  $G = 86,5$  ГПа – модуль сдвига для 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 по составу, близкой к стали ЭП-823 [3]. Таким образом,  $\sigma_0 \approx 17$  МПа.

Твердорастворное упрочнение за счет наличия легирующих элементов, согласно [1, 2] рассчитывается как:

$$\Delta\sigma_{ss} = k_i C_i \quad (3)$$

где  $k_i$  – коэффициент упрочнения  $i$ -ым легирующим элементом;  $C_i$  – концентрация, % (по массе),  $i$ -го легирующего элемента, растворенного в феррите. Поскольку основным легирующим элементом в стали ЭП-823 является хром (11,56 масс.%), а содержание других элементов значительно меньше, в настоящей работе в твердорастворном упрочнении учтен вклад только хрома. При этом предполагается, что в отпущенных состояниях (после ТТО и ВТМО) значительная часть углерода связана в карбидные частицы типа  $M_{23}C_6$  (где  $M = Fe, Cr$ ) и  $MX$  (где  $M = Nb, Mo, X = C, N$ ), что позволяет пренебречь вкладом от этого элемента. Учитывая, что  $k_i(Cr) = 31$  МПа [1, 2], вклад твердорастворного упрочнения в рассматриваемом приближении составляет 358 МПа.

В стали ЭП-823 дисперсное упрочнение реализуется за счет огибания по механизму Орована дислокациями наноразмерных (некогерентных) карбонитридов типа  $MX$  [3], которое можно рассчитать по формуле [1, 2]:

$$\Delta\sigma_{disp} = G \cdot b \cdot \lambda \quad (4),$$

где  $G = 86,5$  ГПа – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргерса дислокаций  $\approx 0,25$  нм [3],  $\lambda \approx R(2\pi/3f)^{1/2}$  – среднее расстояние между частицами ( $R$  – радиус частиц;  $f$  – их объемная доля).

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии [4], после указанных выше обработок, дисперсные частицы типа  $MX$  имеют размеры 3-20 нм. При объемной доле указанных частиц 0,9% ( $f=0,009$ ) и их среднем размере 5 нм после ВТМО, теоретически рассчитанное значение  $\Delta\sigma_{disp} = 576$  МПа; при объемной доле 0,6% ( $f=0,006$ ) и среднем размере частиц 10 нм после ТТО, теоретически рассчитанное значение  $\Delta\sigma_{disp} = 240$  МПа.

При плотности дислокаций [5] после ВТМО  $\approx 8,4 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, после ТТО  $\approx 7,4 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>, для стали ЭП-823 рассчитано дислокационное упрочнение по формуле [1, 2]:

$$\Delta\sigma_{disl} = \alpha \cdot m \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2} \quad (5),$$

где  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от характера распределения и взаимодействия дислокаций  $\approx (0,1-0,3)$ ,  $m$  – ориентационный множитель  $\approx 2,75$  (для ферритно-мартенситных сталей), произведение  $\alpha m \approx 0,5$  [1, 2]. Таким образом,  $\Delta\sigma_{disl} = 313$  МПа после ВТМО и  $\Delta\sigma_{disl} =$

292 МПа после ТТО.

Зернограничное упрочнение (для высокоугловых границ) подчиняется соотношению Холла–Петча [1, 2]:

$$\sigma_{GB} = K_y d^{-1/2} \quad (6),$$

где  $d$  – размер зерна, а  $K_y$  – экспериментально полученная константа, которая для низкоуглеродистых сталей составляет  $\approx 0,62 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  [1, 2]. Для малоугловых границ используется следующая формула:

$$\sigma_{GB(\text{lab})} = K_y d^{-1} \quad (7)$$

где  $K_y$  – экспериментально полученная константа  $\approx 1,5 \cdot 10^{-4} \text{ МПа} \cdot \text{м}$  [1, 2].

Поскольку микроструктура стали ЭП-823 состоит из пакетного мартенсита и зерен феррита, зерна феррита и мартенситные блоки являются высокоугловыми границами, в то время как мартенситные ламели – малоугловыми границами. При среднем размере мартенситных блоков и зерен феррита 3,1 мкм (после ТТО) и 2,1 мкм (после ВТМО), зернограничное упрочнение для высокоугловых границ составляет 370 МПа после ТТО, и 420 МПа после ВТМО. Средняя ширина мартенситных ламелей после ТТО – 600 нм, после ВТМО – 230 нм, исходя из этого, упрочнение малоугловыми границами после ТТО – 250 МПа и после ВТМО – 650 МПа.

Из представленных выше теоретических оценок следует, что основными механизмами упрочнения 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 после двух режимов обработок являются: дисперсное упрочнение наноразмерными карбонитридами типа МХ по механизму Орована; твердорастворное упрочнение хромом; зернограничное упрочнение высокоугловыми (за счет зерен феррита и блоков мартенсита) и малоугловыми (за счет мартенситных ламелей) границами; деформационное упрочнение за счет высокой плотности дислокаций. Значения вкладов дисперсного и зернограничного упрочнений после ВТМО в несколько раз превышают соответствующие значения после ТТО.

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

1. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия. – 1986. – 312 с.
2. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. К.: Наукова думка. – 1975. – 296 с.
3. Полехина Н.А., Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на микроструктуру, механические свойства и разрушение малоактивируемой 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в интервале температуры от  $-196$  до  $700$  °С // Вопросы Атомной Науки и Техники. Серия Термоядерный синтез. 2019. Т. 42, № 4. С. 31–38.
4. Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Polekhina N.A., Akkuzin S.A., Linnik V.V., Moskvichev E.N., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. The Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic-Martensitic Steel EP-823 after High-Temperature Thermomechanical Treatment // Metals. 2022. Vol. 12. P. 79.
5. Almaeva K.V., Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Khimich M.A. Effect of treatment modes on the microstructure parameters of heat-resistant 12% chromium ferritic-martensitic steels EK-181 and EP-823 // AIP Conference Proceedings. 2022. Vol. 2509. P. 020013.

**ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ FeMnCrNiCo(N)**

<sup>1</sup>Астафурова Е.Г., <sup>1</sup>Астафуров С.В., <sup>1</sup>Мельников Е.В., <sup>1</sup>Панченко М.Ю., <sup>1</sup>Реунова К.А.,  
<sup>1</sup>Загибалова Е.А., <sup>1</sup>Нифонтов А.С., <sup>2</sup>Гуртова Д.Ю., <sup>2</sup>Астапов Д.О.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Среди семейства многокомпонентных сплавов большое внимание исследователей привлекает высокоэнтропийный сплав Кантора FeMnCrNiCo, обладающий сильной температурной зависимостью прочностных свойств, нетипичной для бинарных твердых растворов с ГЦК кристаллической решеткой, сильным зернограницным упрочнением и значительной низкотемпературной пластичностью. Сплав Кантора представляет собой концентрированный твердый раствор по типу замещения (эквивалентный), поэтому его прочностные свойства и деформационное упрочнение могут быть дополнительно повышены за счет легирования атомами внедрения. В настоящей работе с использованием методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, одноосного статического растяжения исследовали влияние легирования азотом с атомными концентрациями 0,8, 1,4 и 1,6 % на температурную зависимость (диапазон температур от 77 до 473 К) микроструктуры, механических свойств и микромеханизмов разрушения сплава FeMnCrNiCo. После гомогенизации (холодная прокатка и отжиг при температуре 1473 К) все исследуемые сплавы обладают однофазной аустенитной структурой без признаков нитридообразования. Все сплавы имеют крупнозернистую структуру со средним размером зерна  $\approx 200$  мкм.

Экспериментально показано, что легирование азотом способствует расширению кристаллической решетки. Увеличение параметра решетки аустенита с содержанием азота в интервале концентраций от 0 до 1,6 ат. % подчиняется линейной зависимости с коэффициентом  $\Delta a/\Delta C_N = 0,625$  пм/ат.%. Соответствующее упругое несоответствие размеров атомов  $\epsilon_{EL} = 1/a da/dC_N = 0,0017$  1/ат.% близко к показателям для легированных углеродом и азотом аустенитных сталей. Твердорастворное упрочнение аустенитной фазы также описывается линейной функцией, а величина  $\Delta\sigma_{0,2}/\Delta C_N$  для сплавов FeMnNiCoCr(N) изменяется от 97 МПа/ат.% при комнатной температуре до 146 МПа/ат.% при 77К.

Азотсодержащие сплавы FeMnCrNiCo(N) обладают более сильной температурной зависимостью предела текучести по сравнению со сплавом Кантора, и азот способствует увеличению как атермической, так и термически-активируемой компонент напряжения. Во всем диапазоне температур деформации основным механизмом деформации сплавов, легированных азотом, является дислокационное скольжение. Снижение температуры испытаний и легирование азотом усиливают склонность сплава Кантора к планарному скольжению и способствуют деформационному упрочнению. Несмотря на слабое влияние азота на энергию дефекта упаковки сплава Кантора и высокие деформирующие напряжения в сплавах FeMnCrNiCoN, азотсодержащие сплавы не проявляют склонности к развитию механического двойникования, а увеличение деформационного упрочнения в них (относительно сплава Кантора) вызвано формированием мультиполей и плотных дислокационных стенок, сформированных из плоских скоплений дислокаций на близко расположенных плоскостях скольжения.

Обнаружено противоположное влияние легирования азотом на удлинение сплава Кантора при разных режимах деформации: увеличение пластичности азотистых сплавов при  $T > 250$  К вызвано усилением планарности скольжения, а при  $T < 250$  К появление вязкохрупкого перехода в сплавах FeMnCrNiCoN связано с хрупким межкристаллитным разрушением образцов, легированных азотом  $C_N \geq 1,4$  ат. %.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

**ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

<sup>1</sup>Банников М.В., <sup>2</sup>Саженов Н.А., <sup>2</sup>Балакирев А.А., <sup>1</sup>Баяндин Ю.В., <sup>1</sup>Никитюк А.С.,  
<sup>1</sup>Уваров С.В., <sup>1</sup>Наймарк О.Б.

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь.

Стадийность развития разрушения в присутствии двух типов автомодельных решений исследуется экспериментально (рис. 1) на основе данных акустической эмиссии и данных DIC при деформировании композитного образца с круговым концентратором. Регистрация полей напряжений и анализ фазовых портретов для рассматриваемых режимов распространения трещин позволила установить существование двух аттракторов, соответствующих двум типам автомодельных решений, в виде множества точек «гиперболического типа» и случайного множества точек, соответствующих флуктуациям напряжений в областях локализации поврежденности и зарождения дочерних трещин.



Рис. 1. Экспериментальный комплекс для проведения испытаний:

общий вид экспериментального комплекса: 1- резонансная испытательная машина Testronic-50, 2 – тепловизионная камера NEC TN9100, 3 – светодиодная лампа, 4 – камера системы корреляции цифровых изображений LaVision, 5 – вентилятор, 6 – образец, 7 - микрофоны системы акустической эмиссии AMSY-6

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

Для анализа пространственного распределения полей деформаций на основе метода корреляции цифровых изображений использовалась измерительная система Strain Master, которая позволяет *in situ* регистрировать поле смещений на поверхности образца в условиях

одноосного квазистатического и циклического нагружений с последующим пересчетом в поля деформаций в различные моменты времени с временным шагом 0,1 с. Для полученных распределений флуктуаций полей деформаций (рис. 2.) применялся алгоритм определения наиболее флуктуирующей точки.

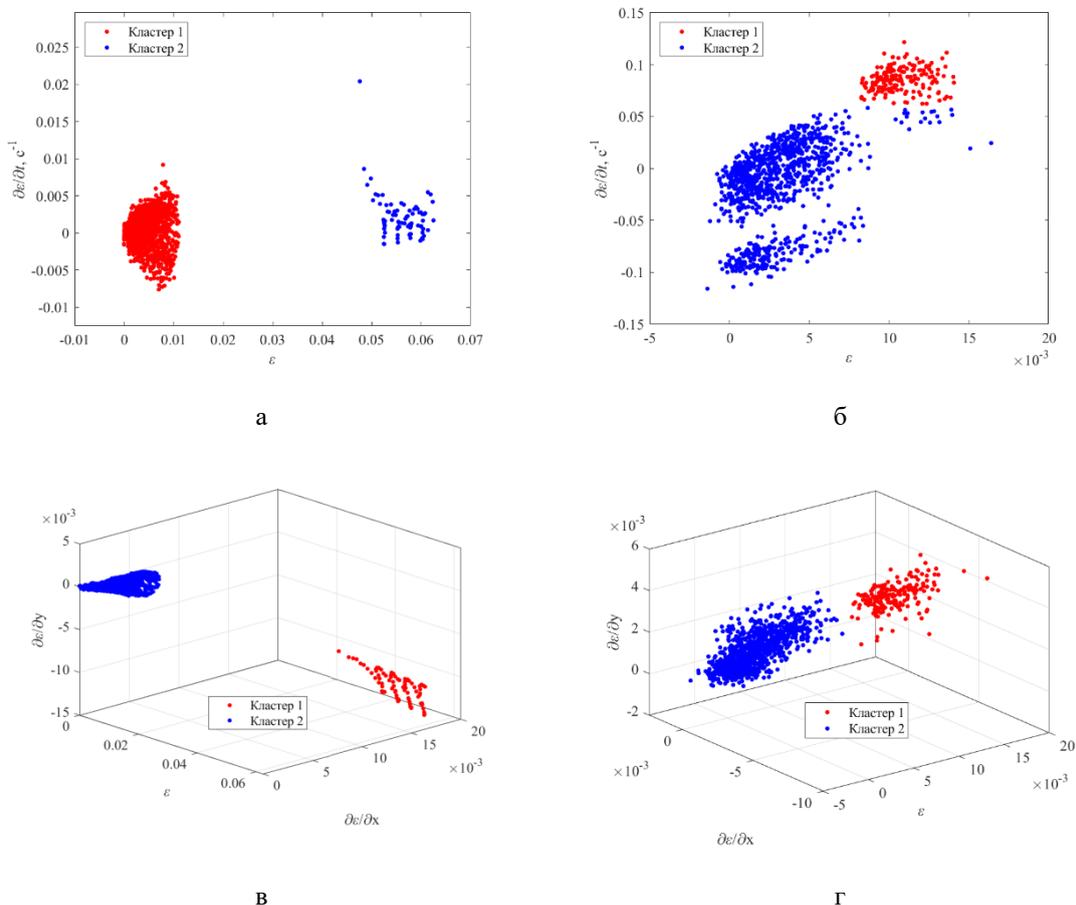


Рис. 2. Фазовые диаграммы: деформация – скорость изменения деформации (а, б) и деформация – градиент деформации (в, г) для композитов в условиях одноосного квазистатического (а, в) и циклического (б, г) нагружений

Полученные результаты по кинетике развития поврежденности в присутствии двух типов автомодельных решений находятся в соответствии с представлениями, отраженными в двухпараметрических критериях разрушения [1]. Значения когезионной прочности и когезионной длины связаны с закономерностями кинетики локализации поврежденности, и определяются параметрами, отражающими нелинейность уменьшения свободной энергии (free energy release) при зарождении и росте дефектов в условиях их взаимодействия на различных структурных масштабах [2]. Обоснование связи структурных параметров и критериев механики разрушения композитных материалов предполагает использование данных томографии развития дефектов различных масштабных уровней

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 21-79-30041*

1. Naimark O., Bayandin Y., Uvarov S., Bannikova I., Saveleva N. Critical dynamics of damage-failure transition in wide range of load intensity // Acta Mech. 2021. V. 232. P. 1943–1959.
2. Naimark O.B. Energy release rate and criticality of multiscale defects kinetics // Int.J. Fracture. 2016. V. 202. P. 271–279.

## АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1163 С МДО-ПОКРЫТИЕМ

Бао Ф., Башкова Т.И., Люй Л.

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

подавляющее большинство изделий из алюминиевого сплава 1163 с защитным покрытием, нанесенным методом микродугового оксидирования (МДО), при эксплуатации в машиностроении (авиационная, судостроительная и другие промышленности) подвергаются различным постоянным и переменным механическим нагрузкам. Одним из наиболее распространенных видов разрушений конструкций алюминиевого сплава является усталостное разрушение из-за накопления усталостных повреждений.

Наличие покрытия напрямую влияет на механизм зарождения и развития трещин, что усложняет характеризацию усталостного разрушения материала с твердым покрытием при помощи параметров сигналов акустической эмиссии (АЭ) по существующим критериям оценки. Для решения данной проблемы было проведено исследование зарождения и развития усталостных трещин в алюминиевом сплаве 1163 с оксидным покрытием, нанесенным методом МДО в условиях циклического нагружения с регистрацией АЭ во время испытания.

Образцы изготавливались из листового материала толщиной 1,6 мм по форме двойной лопатки с размером рабочей части 1,6 мм × 2 мм × 20 мм. После этого подвергались микродуговому воздействию в течение 40 минут в растворе электролита состава  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  (13,7 г/л) +  $\text{KOH}$  (1,5 г/л). Регистрация АЭ выполнялась на программно-аппаратном комплексе АЕ-Pro2.0 с использованием широкополосного датчика Globaltest GT301. Циклические испытания проводились на лабораторной установке для определения усталостных характеристик при напряжении цикла 200 МПа.

В данной работе был использован многокомпонентный анализ (*Multi-resolution analysis*), являющийся теоретической основой для разложения и реконструкции сигналов на основе вейвлета. Логарифм суммы среднеквадратических отклонений восстановленных сигналов на всех 8 уровнях был назван параметром  $K_{WD}$ , который позволяет охарактеризовать зарегистрированный сигнал АЭ по частотному признаку, и в совокупности с параметром энергии АЭ сигнала способен идентифицировать тип источника АЭ.

Сигналы акустической эмиссии, зарегистрированные при усталостных нагружениях алюминиевого сплава марки 1163, отфильтрованы при помощи вейвлета (*wavelet domain denoising*) и классифицированы по группам с использованием корреляции между параметром  $K_{WD}$  и энергией сигналов при предварительном анализе характеристик сигналов АЭ. Двухпараметрическое распределение параметров сигналов АЭ  $E - K_{WD}$ , зарегистрированных при циклическом испытании образцов сплава 1163 с оксидным покрытием и без покрытия, с разделением на группы, представлено на рисунке 1.

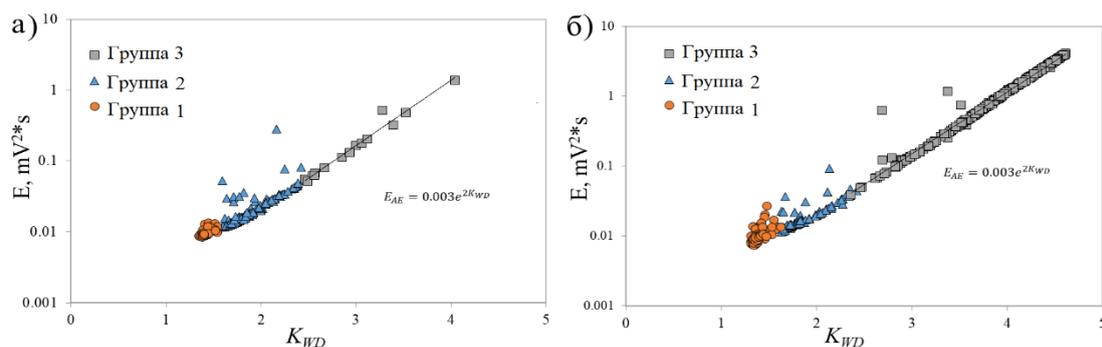


Рис. 1. Двухпараметрическое распределение параметров сигналов АЭ  $E - K_{WD}$  при циклических испытаниях: без покрытия (а); с МДО-покрытием (б)

В соответствии с изменяющимися характеристиками численного значения  $K_{WD}$  весь процесс усталостного испытания в алюминиевом сплаве без покрытия и с МДО-покрытием разделен на 3 основные стадии. По закономерности изменения значений параметра  $K_{WD}$  сигналов, и в совокупности с распределением стадий на графике зависимости резонансной частоты циклического нагружения от времени можно детально анализировать механизм накопления повреждений в процессе усталостного разрушения алюминиевого сплава 1163 и влияние на него МДО-покрытия (рис. 2).

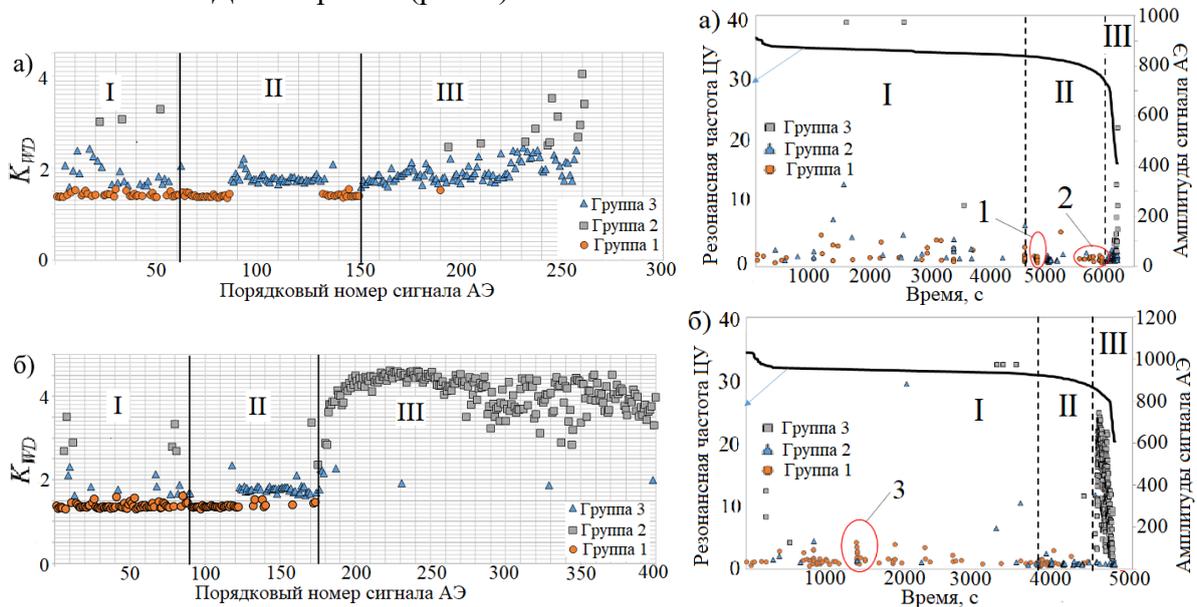


Рис. 2. Распределение параметра  $K_{WD}$  в соответствии с последовательностью сигналов АЭ и распределение амплитуды сигналов АЭ во времени при усталостном испытании образцов: без покрытия (а); с МДО-покрытием (б)

По графикам можно установить переход от стадии I к стадии II, характеризующийся отдельной регистрацией последовательности сигналов АЭ группы 1, предшествующих последовательности группы 2, которые можно объяснить, как развитие пластической деформации в устье зарождающейся магистральной трещины. В инкубационном периоде I сигналы группы 1 характеризовали рассеянную пластическую деформацию с изредка регистрируемыми сигналами от микротрещин (группа 2) в приповерхностных слоях металла образцов с покрытием и без покрытия. Предвестник развития магистральной трещины, определяемый параметром  $K_{WD}$  на стадии II, появился при 72 % от общей усталостной долговечности в образце без покрытия, и при 75 % – в образце с МДО покрытием. Существенное отличие стадии III катастрофического развития магистральной трещины в образце с покрытием заключается в появлении сигналов группы 3, характеризующих хрупкое разрушение или образование макротрещин с большей энергией. Подобные сигналы в образце без покрытия регистрируются на стадии долома в единичном числе.

*Работа выполнена при поддержке гранта государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации (проект НШ-452.2022.4).*

1. Gupta R.K., Ramkumar P., Ghosh B.R., Investigation of internal cracks in aluminium alloy AA7075 forging // Engineering Failure Analysis. 2006. Vol. 1. № 13. P. 1–8.
2. Bashkov O.V., Bao F., Li X., Bashkova T.I. Investigation of the Influence of Electrical Modes on the Morphology and Properties of Oxide Coatings on Aluminum Alloy 1163, Obtained by the Microarc Oxidation // Current Problems and Ways of Industry Development: Equipment and Technologies. 2021. Vol. 1. № 200. P. 87–95.

## СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ КРИВЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА TiNi

<sup>1,2</sup>Биттер С.М., <sup>1</sup>Жеронкина К.А., <sup>2</sup>Полетика Т.М., <sup>2</sup>Гирсова С.Л.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При разработке технологии изготовления медицинских изделий и устройств из нанокристаллических (НК) сплавов TiNi основным требованием является предсказуемость механического поведения, что напрямую связано с температурами мартенситных превращений и зависит от режимов термомеханической обработки. Целью работы является выявление особенностей деформационного поведения стареющего НК сплава Ti–50,9 ат.% в зависимости от термообработок. Исследовали образцы из коммерческого сплава TiNi, вырезанные из тонкостенных трубок с внешним диаметром 1,63 мм и толщиной стенок 0,23 мм. Сплавы имели неоднородную зеренно/субзеренную структуру, средний размер зерен/субзерен 80 нм. Отжиги проводились в интервале 300-500°C с выдержкой образцов в течение 1 часа. Температуры мартенситных превращений определяли методом измерения электросопротивления. Механические испытания на одноосное растяжение трубок в режиме «нагрузка-разгрузка» проводили при комнатной температуре со скоростью  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  на установке LFM-125. Для всех исследованных образцов наблюдается последовательность прямых и обратных мартенситных превращений  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ .

Анализ деформационных кривых показал, что для них характерна стадия упругой деформации с последующим развитием фронта превращений  $B2 \leftrightarrow B19'$  по типу полосы Людерса, о чем свидетельствует наличие плато на кривых (рис. 1). Низкотемпературное старение (300°C) обеспечивает сверхэластичное поведение, что демонстрирует флагообразная форма кривых «нагрузка-разгрузка» (температура испытаний  $T > A_f$ ). В интервале температур интенсивного выделения частиц  $Ti_3Ni_4$  (400-450°C) деформационная кривая показывает поведение памяти формы ( $T < T_R$ ,  $T < A_f$ ). При этом особенностью деформационных кривых нагружения является появление при напряжениях менее 50 МПа и в области деформаций до 0.2% дополнительной стадии  $B2 \rightarrow R$  превращения. Далее на упругой стадии развивается переориентация кристаллов R-фазы в направлении приложенной нагрузки, за которой следует стадия распространения фронта превращения  $B2 \rightarrow B19'$ .

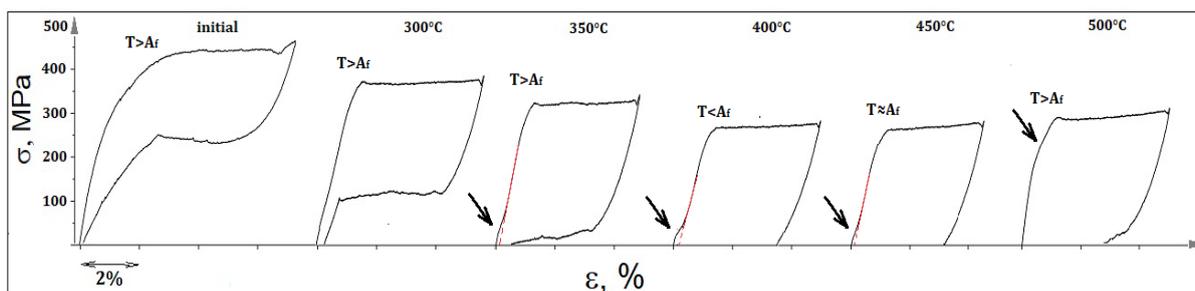


Рис. 1.  $\sigma$ - $\epsilon$  диаграммы, полученные при одноосном растяжении в режиме «нагрузка-разгрузка», стрелками отмечена стадия  $B2 \rightarrow R$  превращений

На характер деформационной кривой после отжига при 500°C существенное влияние оказывает рост зерен B2-аустенита при рекристаллизации, при этом остаточная деформация имеет пластическую составляющую.

Обсуждается взаимосвязь наблюдаемых закономерностей деформационного поведения НК стареющего сплава Ti–50,9 ат.% с особенностями эволюции системы частиц  $Ti_3Ni_4$  в неоднородной зеренно/субзеренной B2-аустенитной структуре (размеры, морфология, пространственное распределение частиц).

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

## АНОМАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ $B2 \leftrightarrow R$ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti – 50.9 АТ. %Ni

<sup>1,2</sup>Биттер С.М., <sup>1</sup>Жеронкина К.А., <sup>2</sup>Полетика Т.М., <sup>2</sup>Гирсова С.Л.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Нанокристаллические (НК) сплавы на основе TiNi, благодаря их высокой прочности и повышенной функциональной стабильности, используют в медицине в качестве материалов для миниатюрных компонентов систем медицинского назначения. В биомедицине применяют сверхэластичные сплавы на основе TiNi с избытком атомов Ni, подверженные старению с образованием когерентных частиц избыточной фазы  $Ti_3Ni_4$ . Известно, что выделение частиц  $Ti_3Ni_4$  приводит к мультстадийности мартенситных превращений  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ . На мультстадийность превращений существенно влияет неоднородность распределения частиц в структуре B2-аустенита. Целью работы является исследование влияния неоднородности структуры нанокристаллического сплава Ti – 50.9 ат. % Ni после различных термообработок на мультстадийность мартенситных превращений.

Исследовали коммерческий нанокристаллический сплав Ti – 50.9 ат. %Ni. Проводили отжиги образцов с выдержкой 1 ч при 300 °C (низкотемпературное старение) и при 400 °C (интервал интенсивного выделения частиц  $Ti_3Ni_4$ ). Для изучения мультстадийности превращений использовали метод ДСК на установке NETZSCH DSC 404 F1, скорость нагрева/охлаждения 10 К/мин. В исходном состоянии сплав имел неоднородную B2-аустенитную зеренно-субзеренную структуру, средний зерен/субзерен составлял 80 нм.

Анализ калориметрических кривых, полученных методом ДСК при охлаждении и нагреве термообработанных образцов сплава TiNi (Рис. 1) показал, что после старения при 300 °C определяются два экзотермических размытых пика, обусловленные прямыми  $B2 \rightarrow R$  и  $R \rightarrow B19'$  превращениями, что свидетельствует о нормальном одностадийном  $B2 \rightarrow R$  превращении. Интенсивное выделение частиц  $Ti_3Ni_4$  при 400 °C приводит к смещению превращения  $B2 \rightarrow R$  в сторону высоких температур и стабилизации R-фазы, при этом  $R \rightarrow B19'$  превращение смещается в сторону низких температур. Наличие двух пиков, соответствующих  $B2 \rightarrow R_1$  и  $B2 \rightarrow R_2$  превращениям, свидетельствует об аномальном эффекте  $B2 \leftrightarrow R_1, R_2$  превращения в последовательности  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ . установлена взаимосвязь обнаруженного эффекта с неоднородностью распределения частиц  $Ti_3Ni_4$  в зеренно-субзеренной наноструктуре сплава TiNi: преимущественным выделением частиц в субструктуре и подавлением распада твердого B2-раствора в нанозернах с большеугловыми границами. Различный характер выделения частиц  $Ti_3Ni_4$  приводит к разнице в концентрации Ni в B2-аустените между областями субструктуры и нанозерен и является одной из причин реализации аномального эффекта двухстадийного R-превращения  $B2 \leftrightarrow R_1, R_2$  в последовательности превращений  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ .

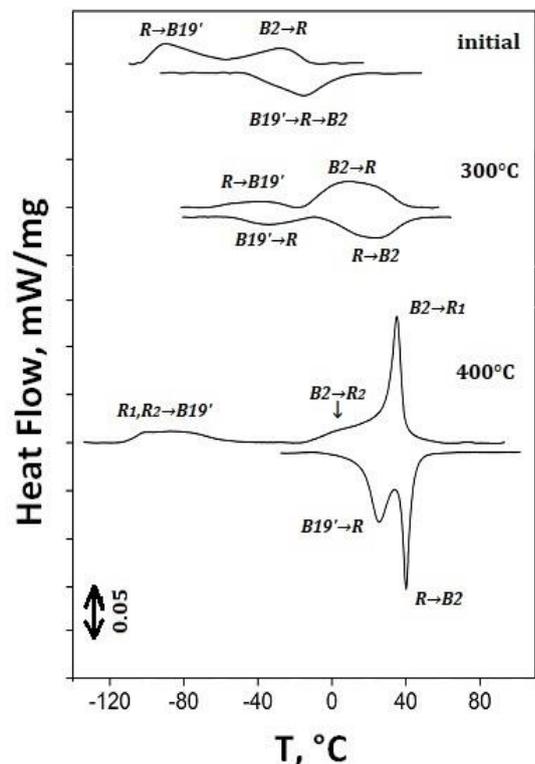


Рис. 1. Калориметрические кривые охлаждения (верхние) и нагрева (нижние) образцов

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

## ОЦЕНКА УСТАЛОСТИ ПОЛИИМИДА ПО ПАРАМЕТРАМ ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА И РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

<sup>1,2</sup>Богданов А.А., <sup>1,2</sup>Панин С.В., <sup>1</sup>Любутин П.С., <sup>1,2</sup>Еремин А.В., <sup>1</sup>Буслович Д.Г., <sup>1</sup>Бяков А.В.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Для обеспечения надежности оценки состояния деталей из высокопрочных инженерных пластиков, например, полиимида, необходим параметр, отражающий степень их повреждения при приложении циклических нагрузок. В качестве такого параметра может выступать площадь петли механического гистерезиса [1].

Большинство моделей, описывающих эволюцию гистерезисного поведения при циклических нагрузках, основаны на феноменологических подходах и разработаны для слоистых композитов [2]. Механизмы накопления повреждений в этих методах не учитывались, хотя для оценки их уровней использовались соответствующие показатели поврежденности (усталостная жесткость, усталостная прочность, остаточная прочность и т. д.). Эти показатели зависят от многих факторов, включая уровень прикладываемой нагрузки, уровень текущей наработки, частоту циклирования, условия окружающей среды [3] и пр.

Целью исследования было проведение анализа параметров петли гистерезиса для оценки деградации свойств полиимида при различных уровнях циклических нагрузок.

Заготовки для образцов получены методом горячего прессования из порошка термопластичного полиимида (ПИ) марки «Solver PI-1600» (КНР) со средним размером 16 мкм. Из сформированной заготовки вырезали образцы в форме двойной лопатки. Испытания на циклическое растяжение проводили по стандарту ASTM E606 в режиме контроля нагрузки. Максимальные напряжения в цикле составили 30, 45 и 60 МПа, форма нагружающего импульса - синусоидальная.

В работе определяли следующие параметры петли механического гистерезиса: динамический и секущий модули, а также площадь петли (см. рис. 1).

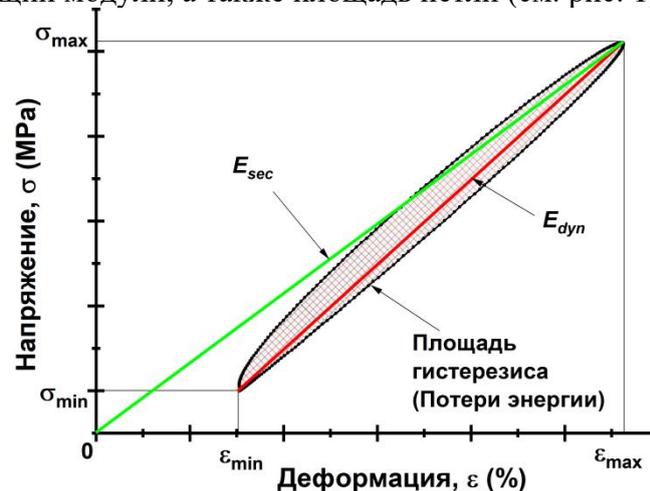


Рис. 1. Параметры петли механического гистерезиса

Площадь петли (1) рассчитывали как разность интегралов двух ее частей, отражающих полупериод нагрузки и полупериод разгрузки, соответственно:

$$S = \int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_{max}} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon - \int_{\varepsilon_{max}}^{\varepsilon_1} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (1)$$

где  $\varepsilon_0$ ,  $\varepsilon_1$  — величины деформации, соответствующие началу и концу цикла.

Динамический и секущий модули (2) определяли следующим образом:

$$E_{dyn} = \frac{\sigma_0 - \sigma(\varepsilon_{max})}{\varepsilon_0 - \varepsilon_{max}}; E_{sec} = \frac{\sigma(\varepsilon_{max})}{\varepsilon_{max}} \quad (2)$$

Показано, что в процессе усталостных испытаний секущий модуль практически не изменялся в случае нагрузки 60 МПа, а при нагрузках 45 и 30 МПа, наоборот, имел четкие

тенденции к снижению. При этом скорость изменения  $E_{sec}$  была не постоянна и изменялась стадийным образом. Снижение  $E_{sec}$  отражает появление остаточных деформаций, которые возникали при нагрузках 45 и 30 МПа, но практически не развивались при 60 МПа (см. рис. 2а). Это указывает на различные механизмы деформирования и разрушения при циклическом нагружении ниже и выше предела текучести (равном 45 МПа). Выше предела текучести в деформацию (в т.ч. пластическую) вовлечен весь объем материала, тогда как при нагрузках ниже предела текучести деформация локализована в местах с наибольшей концентрацией напряжений и не охватывает весь объем материала. Развитие рассеянных повреждений сопровождается уменьшением объема деформируемых макромолекул, что должно сопровождаться снижением внутреннего трения, проявляющемся в петле гистерезиса.

На графике изменения площади петель  $S$  в процессе усталостных испытаний ненаполненного ПИ при разных циклических нагрузках (см. рис. 2б) видно, что снижение  $S$  в процессе наработки при высоком уровне напряжений (60 МПа) линейно вплоть до разрушения. В свою очередь, при напряжении 45 МПа наблюдалось изменение скорости, когда кривая иллюстрировала перегиб после первых 10 циклов нагружения. Таким образом, в случае нагрузок ниже предела текучести постепенное накопление рассеянных повреждений приводит к перестройке структуры, при которой не происходит снижения предела прочности, однако уменьшается сопротивление зарождению и распространению трещин.

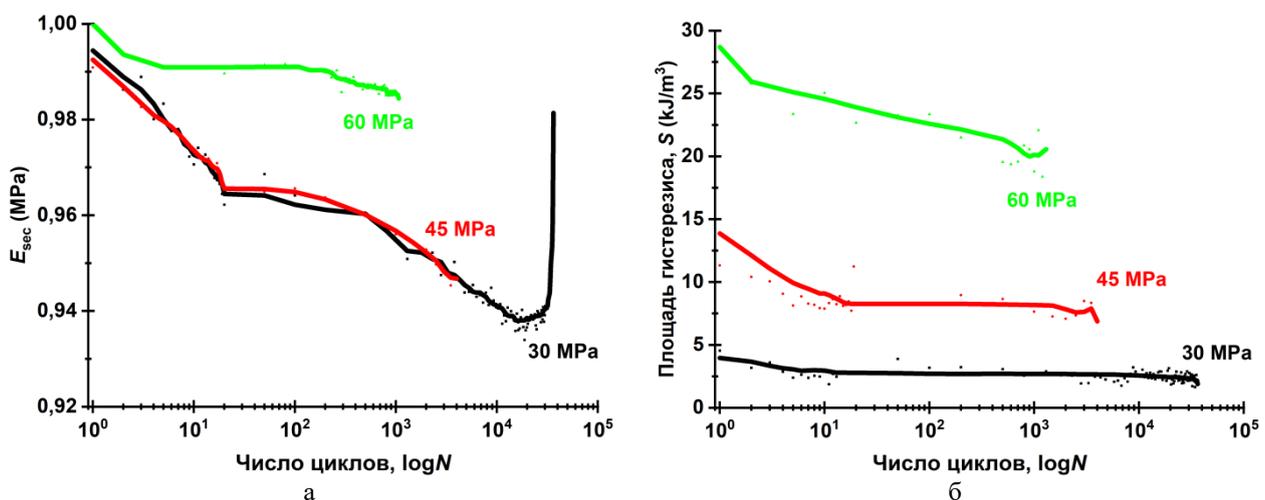


Рис. 2. Зависимость динамического модуля (а) и площади петель механического гистерезиса  $S$  (б) от циклической наработки ПИ при различном максимальном напряжении  $\sigma_{max}$  в цикле

Таким образом, снижение площади петли отражает уровень повреждений и деградацию свойств при усталости. Эти параметры позволяют дифференцировать поведение ненаполненного ПИ при разных уровнях циклической нагрузки. Однако это не позволяет однозначно прогнозировать остаточный ресурс. Решение этой проблемы требует систематических исследований с использованием подходов механики разрушения.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.*

1. Izzaty R.E., Astuti B., Cholimah N. Fatigue of Structures and Materials // Angewandte Chemie International Edition, 6(11), 951–952. / ed. Schijve J. Dordrecht: Springer Netherlands, 2009. 5–24 p.
2. Baxter T. The development and application of the load-stroke hysteresis technique for evaluating fatigue damage development in composite materials. Virginia Polytechnic Institute and State University. – 1994. – 156 p.
3. Movahedi-Rad A.V., Keller T., Vassilopoulos A.P. Modeling of fatigue behavior based on interaction between time- and cyclic-dependent mechanical properties // Compos. Part Appl. Sci. Manuf. Elsevier. 2019. Vol. 124, № March. P. 105469.

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0.2–0.3 % ВЕС.**<sup>1,2</sup>Борисов С.И., <sup>1,2</sup>Ткачев Е.С., <sup>1,2</sup>Борисова Ю.И., <sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский институт, Белгород

Высокопрочные стали, относящихся к третьему поколению AHSS-сталей, с улучшенными механическими свойствами являются перспективными для землеройных машин и сельскохозяйственной техники. Микроструктурным дизайном для такой стали должен быть низкоотпущенный мартенсит, обедненной по углероду, с небольшой объемной долей обогащенного углеродом остаточного аустенита, расположенного на границах структурных элементов (рейки, блоки, пакеты и исходные аустенитные зерна) реечного мартенсита. Мартенсит обеспечивает высокие прочностные свойства, такие как твердость, временное сопротивление и устойчивость к абразивному износу. Остаточный аустенит отвечает за высокую пластичность и ударную вязкость, благодаря образованию мартенсита деформации при растяжении и ударных нагрузках, а также за дополнительное увеличение прочности.

В настоящей работе было проведено комплексное исследование фазового состава и микроструктуры 4-х образцов сталей (см. таблица 1).

Таблица 1. Химический состав образцов исследуемых сталей

Хим. элемент	Содержание элементов для плавок, вес. %			
	№ 1004	№ 1005	№ 1007	№ 1008
C	0.252	0.24	0.255	0.319
Cr	0.51	0.56	0.638	0.658
Si	> 1.65	1.65	1.67	1.92
Mo	0.27	0.197	0.392	< 0.005
Mn	1.47	1.4	1.48	1.43
Nb	0.0029	0.0456	0.0034	< 0.002
V	0.0023	< 0.002	0.0317	< 0.002

Образцы сталей были подвержены термомеханической обработке, включающей гомогенизирующий отжиг при температуре 1150°C в течение 4 часов с последующей двусторонней осадкой в 2 прохода с промежуточным подогревом до 1150°C, охлаждение на воздухе. Остывшие заготовки были подвержены нагреву под закалку при температуре 900°C в течение 30 минут и последующей закалке в воду комнатной температуры. Окончательной термической обработкой заготовок сталей являлся отпуск при температуре 280°C в течение 1 часа с последующим охлаждением на воздухе.

Анализ структуры исследуемых плавок, после термомеханической обработки и закалки с температуры 900°C, на низких увеличениях с использованием оптического микроскопа показал, что все исследуемые плавки характеризуются высокодисперсной структурой типичной для закаленных на мартенсит углеродистых сталей. Исследование структуры с использованием РЭМ показало, что размер структурных составляющих реечного мартенсита исследуемых сталей после закалки приблизительно одинаков. Анализ картин дифракции обратно-рассеянных электронов исследуемых сталей позволил установить среднее расстояние между большеугловыми границами (БУГ), которое для плавок № 1004, № 1005 и № 1007 приблизительно одинаково и составляет ~1,3 мкм, а для плавки № 1007 оно составило 0.7 мкм, что указывает на более высокую дисперсность реечного мартенсита в стали плавки № 1007.

Дисперсная наследственная иерархическая структура реечного мартенсита исследуемых сталей после отпуска претерпевает значительные изменения (см. рис. 1). Рост элементов реечной структуры при отпуске приводит к значительному увеличению среднего расстояния между БУГ. Так, по сравнению с состоянием после закалки, после отпуска

среднее расстояние между БУГ в плавке № 1004 увеличилось на 320 %, в плавке № 1005 на 220 %, в плавке № 1007 на 150 %, и в плавке № 1008 на 300 %. В сталях плавки № 1004, № 1007 и № 1008 плотность решеточных дислокаций приблизительно одинакова и составляет  $\sim 5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , а сталь плавки № 1005 характеризуется относительно низкой плотностью решеточных дислокаций после отпуска  $0.45 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Для определения объемной доли остаточного аустенита с использованием РЭМ была рассчитана их удельная доля на единицу площади А/А0. Объемная доля остаточного аустенита так же была определена с использованием ферритометра Helmut Fischer FMP30, основанного на методе магнитной индукции (см. таблица 2).

Таблица 2. Объемные доли остаточного аустенита в исследуемых сталях

Номер плавки	Объемная доля аустенита (РЭМ), (закалка/отпуск), %	Объемная доля остаточного аустенита (Ферритометр), (закалка/отпуск), %
1004	0.1/0.1	$0.20 \pm 0.15/2.20 \pm 0.31$
1005	0.2/0.1	$1.24 \pm 0.81/0.20 \pm 0.14$
1007	0.1/0.2	$4.91 \pm 2.10/6.38 \pm 1.09$
1008	0.1/0.1	$5.44 \pm 1.30/5.84 \pm 1.37$

Наблюдаемая значительная разница в объемных долях остаточного аустенита, полученных разными методами, объясняется относительно невысокой разрешающей способностью метода картин дифракции обратно-рассянных электронов, при использовании которого, затрудняется идентификация тонких зернограницных прослоек остаточного аустенита толщиной менее 100 нм.

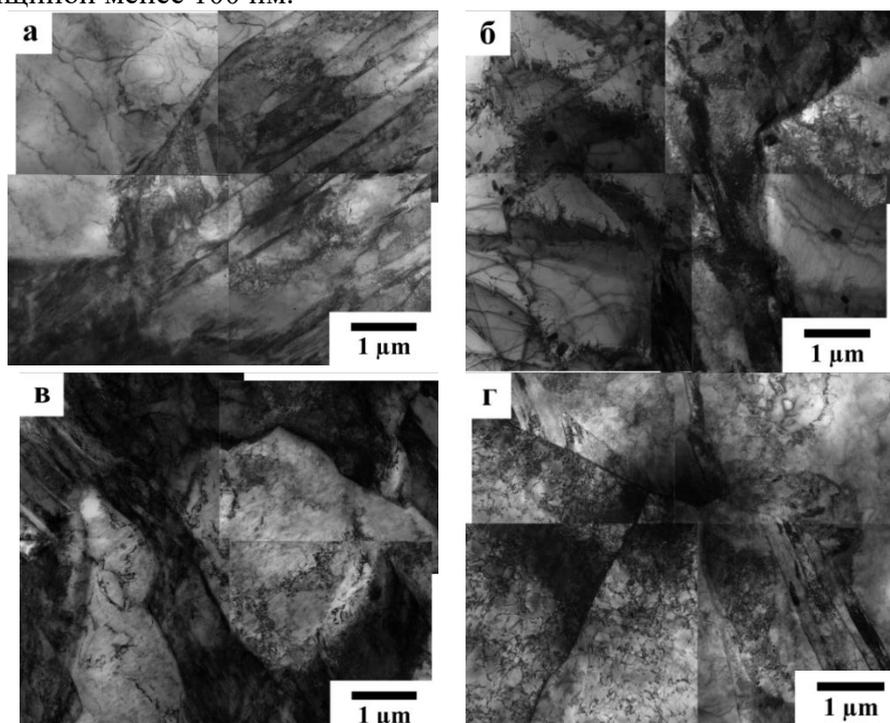


Рис. 1. Тонкая структура исследуемых сталей полученная с использованием просвечивающего электронного микроскопа после термомеханической обработки, закалки при 900°C и отпуска при 280°C: Плавка №1004 (а); Плавка №1005(б); Плавка №1007 (в) и Плавка №1008 (г)

Также следует отметить, что было обнаружено существенное количество частиц вторых фаз в структуре сталей плавки № 1004 и № 1005. Энергодисперсионный анализ показал, что в стали 1004 частицы обогащены хромом и молибденом, тогда как частицы в стали плавки № 1005 обогащены Nb.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

*Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-62

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК  
ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ  
ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ**

Брусенцева Т.А., Лукин С.Э.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и  
прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН,  
Новосибирск*

В настоящей работе разработан новый композитный материал на основе эпоксидной смолы и фотолюминесцентной добавки. Полученный композиционный материал после воздействия на него дневного или искусственного освещения излучает свет в течение нескольких часов, тем самым виден в ночное время суток.

Для получения опытных образцов, фотолюминесцентный порошок с помощью ультразвукового диспергатора замешивался в эпоксидную матрицу, далее производилась полимеризация. Исследованы прочностные характеристики в режиме трехточечного изгиба на испытательной установке Zwick Roell Allround Z005. Микромеханические испытания по определению микротвердости и карт распределения приведенного модуля упругости осуществлялась с помощью наноиндентора Наноскан -4D.

В результате экспериментов получены зависимости модуля упругости, напряжения при разрушении, микротвердости от концентрации наполнителя и определены области, в которых реализуется наилучшее сочетание свойств полимерного композита. Введение фотолюминесцентного порошка обеспечивает композиту достижение новых, не свойственных ненаполненному полимеру характеристик.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ  
БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**<sup>1</sup>Буякова С.П., <sup>2</sup>Каюров К.Н., <sup>1</sup>Баранникова С.А.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>НППГА "Луч", Новосибирск

Механическое и коррозионно-механическое изнашивание являются одной из основных причин снижения ресурса многих деталей машин и инструмента в различных отраслях, в том числе нефтяной и газовой промышленности. Износостойкие сплавы в последнее время применяются не только как материалы для упрочнения рабочих поверхностей деталей, подвергающихся интенсивному износу в процессе эксплуатации, но и как составной элемент при изготовлении биметаллических изделий. Для отработки технологии получения биметаллов различных композиций наибольший интерес представляет изучение зоны контакта двух разнородных сталей. Поскольку от структуры и свойств данной зоны зависят эксплуатационные характеристики всего изделия в целом, взаимодействие составляющих биметалла в процессе его изготовления приводит к возникновению неоднородности различных видов вблизи границы раздела и в объемах, прилегающих к ней.

Настоящая работа посвящена изучению неоднородности деформации основных слоев и переходных зон биметалла в процессе одноосного растяжения плоских образцов с размерами рабочей части 50×8×2 мм. Для исследования выбран износостойкий биметалл сталь 60 + сталь 15, полученный методом заливки с последующей прокаткой в лист толщиной 8 мм. В основе метода лежит получение двух- или многослойного слитка заливкой одного или более слоев на твердый слой другого состава. Для определения влияния термической обработки на механические свойства образцы из износостойкого биметалла подвергали закалке от 850°С вводу и отпуску при различных температурах. Время отпуска для всех температур принимали равным 1,5 час.

Использование карт локальных деформаций [1], позволило рассмотреть процесс пластического течения, начиная с предела текучести и до разрушения биметалла и установить влияние температуры отпуска на микроструктуру и локализацию пластической деформации при проведении механических испытаний. Для количественной оценки неоднородности деформации в основном и плакирующем слое использовали следующие параметры: пространственно-временные распределения локальных удлинений и соответствующие величины коэффициента вариации с ростом общей деформации. Установлено, что уровень неоднородности деформации микрообъемов переходной зоны в процессе растяжения выше, чем основных слоев биметалла. С ростом общей деформации отмечается повышение значений коэффициента вариации в переходной зоне, более значительное со стороны стали 60, что увеличивает вероятность зарождения микротрещин. Повышенный уровень неоднородности деформации микрообъемов науглероженной зоны плакирующего слоя обусловлен усилением концентрации деформации в близлежащих микрообъемах из-за микрорастрескивания границ зерен вследствие структурной неоднородности.

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

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

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ  
МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА С ВКЛЮЧЕНИЯМИ  
ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА**

<sup>1</sup>Ван Дакунь, <sup>2</sup>Бурлаченко А.Г., <sup>1,2</sup>Дедова Е.С., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамические многокомпонентные твердые растворы, стабилизированные конфигурационной энтропией, привлекают внимание со стороны исследователей благодаря превосходным физико-механическим свойствам [1, 2]. Как и другие керамики, многокомпонентная керамика характеризуется низкой вязкостью разрушения. На сегодняшний день для повышения вязкости разрушения керамики используют различные подходы, основанные, в том числе, на введении в керамическую матрицу второй фазы [3, 4].

Цель данной работы заключалась в выявлении закономерностей влияния включений гексагонального нитрида бора (*h*-BN) на свойства керамики на основе многокомпонентного твердого раствора (Hf,Zr,Ti,Nb)C.

В порошковую эквимольную смесь карбидов металлов TiC–ZrC–NbC–HfC был введен порошок *h*-BN в количестве 0.25, 0.5, 1, 3, 5 и 10 вес.%. Керамические композиты были получены спеканием порошковых смесей при температуре 1900 °С под давлением 35 МПа. Полученные образцы имели форму дисков  $\varnothing=15\pm 0.08$  мм,  $h=4\pm 0.5$  мм. Плотность ( $\rho$ ) образцов определена методом гидростатического взвешивания. Твёрдость была измерена индентированием алмазной пирамиды Берковича с нагрузкой 50 г в течение 10 секунд на приборе NanoIndenter G 200 (*H*). Модуль Юнга (*E*) определен по диаграмме внедрения пирамиды Берковича. Вязкость разрушения определялась методом V-образного надреза (SEVNB) в соответствии со стандартом ISO 23146:2008.

Плотность керамики (Hf,Zr,Ti,Nb)C составила 7.9 г/см<sup>3</sup>. Увеличение содержания *h*-BN до 10 вес.% сопровождалось монотонным уменьшением плотности керамики до 6.53 г/см<sup>3</sup>. Введение *h*-BN привело к уменьшению модуля Юнга и твердости твердого раствора (Hf,Zr,Ti,Nb)C. При этом добавление гексагонального нитрида бора в керамическую матрицу оказало положительное влияние на вязкость разрушения материала. Трещиностойкость керамики (Hf,Zr,Ti,Nb)C составила  $3.47\pm 0.07$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Наибольшее повышение вязкости разрушения достигалось при введении до 1 вес.% *h*-BN и составило  $3.96\pm 0.1$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Дальнейшее увеличение содержания нитрида бора до 10 вес. % привело к понижению трещиностойкости керамики до  $2.87\pm 0.1$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Характеристики керамических материалов (Hf,Zr,Ti,Nb)C–BN приведены в табл.1

Таблица 1. Характеристики композитов на основе керамического твердого раствора (Hf,Zr,Ti,Nb)C с добавлением *h*-BN

Состав	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$K_{Ic}$ , МПа·м <sup>1/2</sup>	<i>E</i> , ГПа	<i>H</i> , ГПа
(Hf,Zr,Ti,Nb)C	7,91	3,47±0,07	775±131	44±11
(Hf,Zr,Ti,Nb)C – 0,25 % BN	7,82	3,96±0,1	605±83	30±7
(Hf,Zr,Ti,Nb)C– 0,5 % BN	7,76	3,93±0,1	618±68	32±6
(Hf,Zr,Ti,Nb)C– 1 % BN	7,7	3,91±0,1	639±50	37±8
(Hf,Zr,Ti,Nb)C– 3 % BN	7,35	3,68±0,1	514±53	25±4
(Hf,Zr,Ti,Nb)C– 5 % BN	7,17	3,77±0,1	458±69	27±6
(Hf,Zr,Ti,Nb)C– 10 % BN	6,53	2,87±0,1	238±32	8±3

Таким образом, в ходе выполнения работы были получены керамические материалы (Hf,Zr,Ti,Nb)C–BN спеканием под давлением при температуре 1900 °С. Показано, что введение гексагонального нитрида бора оказывает положительное влияние на вязкость разрушения керамики (Hf,Zr,Ti,Nb)C. Трещиностойкость керамики (Hf,Zr,Ti,Nb)C составила

$3.47 \pm 0,07 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ . Наибольшее повышение вязкости разрушения достигалось при введении до 1 вес.% *h*-BN,  $K_{Ic} = 3.96 \pm 0,1 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ .

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

1. Dusza J. et al. Nanoindentation and tribology of a (Hf-Ta-Zr-Nb-Ti) C high-entropy carbide // Journal of the European Ceramic Society. 2021. V. 41. №. 11. P. 5417–5426.
2. Akrami S. et al. High-entropy ceramics: Review of principles, production and applications // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2021. V. 146. P. 100644.
3. Buyakov A. S. et al. Increasing fracture toughness of zirconia-based composites as a synergistic effect of the introducing different inclusions // Ceramics International. 2021. V. 47. №. 8. P. 10582–10589.
4. Cook J., Gordon J. E. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems // Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences. 1964. V. 282. №. 1391. P. 508–520.

**РАЗРАБОТКА КONTИНУАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ  
ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ**

Воронин Д.С., Майер А.Е.

*Челябинский государственный университет, Челябинск*

При помощи метода молекулярной динамики (МД) изучена кинетика порообразования в тугоплавких металлах: тантал, вольфрам и титан. Представительные элементы объема металлов, изначально с идеальной решеткой так и с вырезанной в центре порой подвергались равномерному трёхосному растяжению. На границе объемов задавались периодические граничные условия. МД моделирование проводилось с использованием программного пакета LAMMPS [1] и межатомных потенциалов типа EAM для следующих металлов: Ta [2], W [3] и Ti [4]. На начальном этапе при подготовке МД системы давление снижалось до нуля с помощью баростата. Температура на этапе подготовки и растяжения поддерживалась с помощью термостата, в различных расчетах она варьировалась от 300 до 3000К. Сначала система выдерживалась 10 пс в баростате. Далее баростат выключался, и прикладывалось всестороннее растяжение с постоянной объемной скоростью деформации порядка  $1 \text{ нс}^{-1}$ . Распределение пор по размерам и их количество определялось по алгоритму обработки атомных конфигураций [5, 6]. На основе предыдущих наработок [7, 8] развита и проверена по результатам МД континуальная модели динамического разрушения тугоплавких металлов. Для определения параметров модели используется вероятностный алгоритм Байеса.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10229).*

1. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // Journal of Computational Physics. 1995. V. 117. P. 1–19.
2. Ravelo R., Germann T.C., Guerrero O., An Q., Holian B.L. Shock-induced plasticity in tantalum single crystals: Interatomic potentials and large-scale molecular-dynamics simulations // Physical Review B. 2013. V. 88(13). P. 134101.
3. Marinica M.-C., Ventelon L., Gilbert M.R., Proville L., Dudarev S.L., Marian J., Bencteux G., Willaime F. Interatomic potentials for modelling radiation defects and dislocations in tungsten // Journal of Physics: Condensed Matter. 2013. V. 25(39). P. 395502.
4. Mendeleev M.I., Underwood T.L., Ackland G.J. Development of an interatomic potential for the simulation of defects, plasticity, and phase transformations in titanium // The Journal of Chemical Physics. 2016. V. 145(15). P. 154102.
5. Mayer P.N., Mayer A.E. Size distribution of pores in metal melts at non-equilibrium cavitation and further stretching, and similarity with the spall fracture of solids // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2018. V. 127, Part C. P. 643–657.
6. Майер А.Е., Майер П.Н. Алгоритм для анализа распределения пор по размерам, основанный на результатах молекулярно-динамического моделирования // Челябинский физико-математический журнал. 2018. Т. 3(3). С. 344–352.
7. Mayer, A.E., Mayer, P.N. Strain rate dependence of spall strength for solid and molten lead and tin // International Journal of Fracture. 2020. V. 222(1-2). P. 171–195.
8. Latypov F.T., Fomin E.V., Krasnikov V.S., Mayer A.E. Dynamic compaction of aluminum with nanopores of varied shape: MD simulations and machine-learning-based approximation of deformation behavior. // International Journal of Plasticity. 2022. P. 103363 (in press.)

## МОДЕЛЬ МАТЕРИАЛА, КРИВАЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОТОРОГО ИМЕЕТ УЧАСТОК ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ

Головина Н.Я.

*Тюменский индустриальный университет, Тюмень*

Как показывают исследования, процесс деформирования упругопластических материалов невозможно описать некоторой универсальной кривой на всей области определения закона деформирования.

Большинство моделей деформирования (диаграмма деформирования при одноосном растяжении) относятся к материалам, имеющим отрицательную кривизну на всем интервале нагружения вплоть до разрушения. Среди нескольких моделей, разработанных для материалов, кривая деформирования которых имеет участок с положительной кривизной, наиболее удачной является эмпирическая модель UGent [1].

На рис.1 приведена, как цитата из [1], графическая иллюстрация модели UGent.

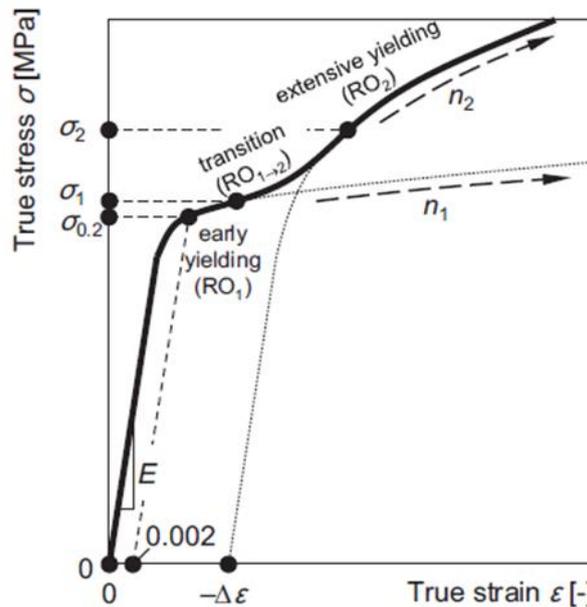


Рис. 1. Графическая иллюстрация модели UGent из [1]

Авторы модели UGent излагают математический закон следующим образом:

$$\varepsilon(\sigma) = \begin{cases} \frac{\sigma}{E_0} + \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}}\right)^{n_1} & 0 \leq \sigma \leq \sigma_1 \\ \frac{\sigma}{E_0} + \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}}\right)^{n_1} + \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \frac{(\sigma - \sigma_1)}{(\sigma_2 - \sigma_1)} \left[ \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}}\right)^{n_2} - \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}}\right)^{n_1} \right] - \\ - \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \frac{1}{(\sigma_2 - \sigma_1)} \left[ \frac{\sigma^{n_2+1} - \sigma_1^{n_2+1}}{(n_2 + 1)\sigma_{0,2}^{n_2}} - \frac{\sigma^{n_1+1} - \sigma_1^{n_1+1}}{(n_1 + 1)\sigma_{0,2}^{n_1}} \right] & \sigma_1 \leq \sigma \leq \sigma_2 \\ \frac{\sigma}{E_0} + \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}}\right)^{n_2} - \Delta\varepsilon & \sigma_2 \leq \sigma \leq \sigma_u \end{cases}$$

$$\Delta\varepsilon = \left(\varepsilon_{0,2} - \frac{\sigma_{0,2}}{E_0}\right) \frac{1}{(\sigma_2 - \sigma_1)} \left[ \frac{\sigma_2^{n_2+1} - \sigma_1^{n_2+1}}{(n_2 + 1)\sigma_{0,2}^{n_2}} - \frac{\sigma_2^{n_1+1} - \sigma_1^{n_1+1}}{(n_1 + 1)\sigma_{0,2}^{n_1}} \right]$$

Здесь:  $(\varepsilon; \sigma)$  - координата текущей точки кривой напряжения-деформации;  $(\varepsilon_{0,2}; \sigma_{0,2})$  - координата точки условного предела текучести;  $n_1; n_2$  - формальные параметры;  $E_0$  - касательный модуль в начальной точке кривой напряжения-деформации.

Кривая деформирования, в соответствии с этой моделью, является составной. Область определения разбивается на три сегмента. На первом и третьем постулируется закон

Рамберга-Осгуда с разными показателями степени, а на втором постулируется кривая, плавно соединяющая кривые на первом и третьем сегменте так, что в целом кривая является дифференцируемой. Проведя анализ данной модели, выявлены три существенных логических недостатка при реализации этого закона. Чтобы исправить эти недостатки, сплайн модифицирован так, чтобы закон деформирования на втором сегменте содержал линейную комбинацию двух линейных полиномов и двух степенных функций с разными показателями степени, входящих в структуры законов деформирования на первом и третьем сегменте.

$$\varepsilon(\sigma) = \begin{cases} A_0 + A_1\sigma + A_2\sigma^{n_1} & 0 \leq \sigma \leq \sigma_1 \\ B_0 + B_1\sigma + B_2\sigma^{n_1} + B_3\sigma^{n_2} & \sigma_1 \leq \sigma \leq \sigma_2 \\ C_0 + C_1\sigma + C_2\sigma^{n_2} & \sigma_2 \leq \sigma \leq \sigma_u \end{cases}$$

Двенадцать формальных параметров:  $A_0, A_1, A_2, n_1, B_0, B_1, B_2, B_3, C_0, C_1, C_2, n_2$  выражены через двенадцать физических параметров, имеющих ясный физический смысл: через координаты четырех характерных точек кривой на границах участков  $(\varepsilon_0; \sigma_0), (\varepsilon_1; \sigma_1), (\varepsilon_2; \sigma_2), (\varepsilon_u; \sigma_u)$  и величины касательных модулей в этих точках  $E_0, E_1, E_2, E_u$ . Следует обратить внимание на то, что координаты начальной точки кривой напряжения-деформации равны нулю  $\varepsilon_0 = 0; \sigma_0 = 0$ , что обусловлено гипотезой о начальном ненапряженном состоянии.

Также сформулированы новые условия, которым должен удовлетворять закон деформирования на третьем сегменте в его начальной и конечной точках. Показано, что новых произволов ровно столько, чтобы удовлетворить всем выявленным требованиям к дифференцируемому трехзвенному сплайну кривой деформирования. Для апробации сформулированной альтернативной модели построена соответствующая теоретическая кривая деформирования и подобраны физические параметры для Стали СтЗсп. Показано, что точность предложенной модели является достаточно высокой.

Hertele S., De Waele W., Denys R. A generic stress-strain model for metallic materials with twostage strain hardening behavior // International Journal of Non-Linear Mechanics. 2011. Vol.46., No.3. P.519–531.

**СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОЛЗУЧЕСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ**

<sup>1</sup>Грабовецкая Г.П., <sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>1</sup>Найденкин Е.В., <sup>1</sup>Забудченко О.В., <sup>2</sup>Степанова Е.Н.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Основным путем повышения уровня механических и эксплуатационных свойств титановых сплавов при заданном легировании является измельчение зерна с использованием различных методов, сочетающих пластическую деформацию и термическую обработку.

Целью данной работы является изучение влияния деформации радиально-сдвиговой прокаткой (РСП) и последующего старения на структуру, механические свойства и закономерности ползучести промышленного титанового сплава VT22.

Сплав VT22 в исходном состоянии (состояние 1) является крупнозернистым и содержит две фазы:  $\alpha$  и  $\beta$  соответственно 59 и 41 об. %. Средний размер зерен сплава составляет ~50 мкм. В объеме зерен наблюдается ( $\alpha+\beta$ ) пластинчатая структура с размером пакетов параллельных пластин 2-3 мкм. Ширина пластин в пакетах колеблется в пределах 100-300 нм. В спектре разориентировок границ наблюдаются в основном два типа границ: малоугловые с разориентировками менее 5 градусов (44 %) и границы с разориентировками ~41 градус (37 %). Малоугловые границы соответствуют границам между пакетами параллельных пластин. Границы с разориентировками ~41 градус являются межфазными  $\alpha/\beta$  границами.

Деформацию сплава методом РСП проводили с понижением температуры в интервале 1123–1023 К. Последующее старение сплава осуществляли путем отжига на воздухе при температуре 773 К, в течение 5 часов.

В результате РСП и последующего старения в сплаве VT22 мкм (состояние 2) формируется тонкопластинчатая ( $\alpha+\beta$ ) структура с размерами пакетов параллельных пластин 0,5-1 мкм. Ширина пластин в пакетах колеблется от 30 до 100 нм. В структуре сплава появляются выделения  $\alpha$ -фазы, размеры которых изменяются в интервале 0,2-3 мкм. Содержание  $\beta$  фазы в сплаве уменьшается на 3-4 об. % по сравнению с исходным состоянием сплава. В спектре разориентировок границ зерен указанные выше малоугловые и межфазные границы сохраняются. Однако их доля уменьшается, а доля большеугловых границ с различной разориентировкой увеличивается до 45-48 %. Формирование такой структуры в сплаве VT22 приводит к повышению пределов текучести и прочности сплава в интервале температур 293-773 К на 25-35 % по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием при сохранении удовлетворительной пластичности (4-14 %).

Испытания на ползучесть при температуре 753 К и скоростях  $10^{-7}$ - $10^{-6}$  с<sup>-1</sup> показали, что зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения сплава VT22 в состоянии 1 удовлетворительно описывается степенным законом ползучести. Формирование тонкопластинчатой пакетной структуры в сплаве VT22 (состояние 2) приводит к нарушению степенного закона ползучести. Соотношение величин скоростей установившейся ползучести сплава VT22 в состояниях 1 и 2 зависит от величины напряжения. При напряжениях меньших 0,5 от предела текучести сплава в состоянии 2 большие значения скорости установившейся ползучести наблюдаются для сплава в состоянии 1. При более высоких напряжениях значения скоростей установившейся ползучести сплава VT22 в состояниях 1 и 2 практически совпадают. Полученные значения показателя чувствительности к напряжению и величины энергии активации ползучести указывают на то, что ползучесть сплава VT22 в обоих состояниях в исследуемых условиях осуществляется движением (скольжение + переползание) дислокаций. При этом скорость ползучести контролируется переползанием дислокаций.

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

## ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Кормышев В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и его грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Учитывая, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, представляется исключительно важной информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях. Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес.

Целью является установление закономерностей формирования структуры в головке длинномерных рельсов после экстремально длительной эксплуатации (пропущенный тоннаж 1770 млн. тонн).

В результате выполненных исследований было установлено, что в слое толщиной не менее 2,0 мм преобразование зерен и колоний пластинчатого перлита, имеющее место при длительной эксплуатации рельсов, протекает следующим образом. Во-первых, выявляются зерна, сохранившие структуру пластинчатого перлита с фрагментированными пластинами феррита. Во-вторых, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разбиваются на отдельные фрагменты сдвинутые относительно друг друга. В-третьих, наблюдаются колонии перлита, пластины цементита в которых разделены на отдельные частицы карбида Fe округлой формы, декорирующие пластины феррита. Их размеры изменяются в пределах от 10 до 45 нм на поверхности и увеличиваются по мере удаления от поверхности катания на 2 мм до (80÷95) нм и (60÷75) нм соответственно, при измерении по центральной оси и радиусу выкружки.

В-четвертых, области материала, имеющие поликристаллическую структуру, характерное изображение которой приведено на рис. 1. Микроэлектроннограмма, полученная с данной структуры, имеет кольцевое строение (рис. 1 б). Последнее указывает на субмикронаномасштабный размер кристаллитов. Количественный анализ такой структуры показывает, что размеры кристаллитов изменяются в пределах от 150 нм до 250 нм. Дифракционные кольца сформированы отдельными расположенными точечными рефlekсами (рис. 1 б). Такое строение колец свидетельствует о большеугловой разориентации кристаллитов, т.е. о формировании именно зеренной структуры. На границах зерен феррита располагаются частицы карбидной фазы (рис. 1 в, частицы указаны стрелками). Размеры частиц изменяются в пределах от 25 нм до 75 нм. Можно предположить, что данный тип структуры сформировался в результате динамической рекристаллизации стали, имеющей место при циклическом нагружении металла рельс в процессе сверхдлительной эксплуатации.

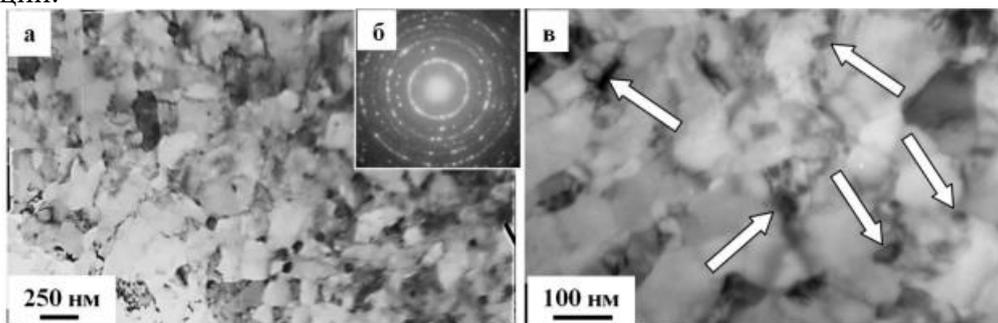


Рис. 1. Субмикрокристаллическая структура поверхности «рабочей выкружки». Светлопольные изображения (а, в); микроэлектроннограмма (б); стрелками на (в) указаны частицы карбидной фазы

Количественный анализ, выполненный с использованием методов стереологии, позволил выявить относительное содержание указанных выше морфологических разновидностей структуры металла вдоль оси скругления рабочей выкружки. Полученные результаты представлены на рис. 2

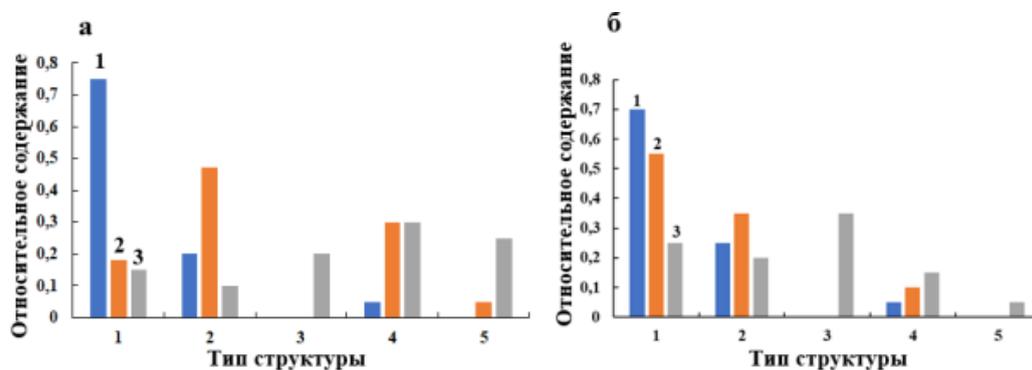


Рис. 2. Относительное содержание различных типов структуры головки рельсов вдоль радиуса скругления рабочей выкружки (а) и вдоль центральной оси (б). 1 – относительное содержание типов структуры в слое, расположенном на глубине 10 мм; 2 – в слое, расположенном на глубине 2 мм; 3 – в поверхностном слое. Обозначены следующие типы структуры: 1 – перлит пластинчатой морфологии; 2 – перлит разрушенный; 3 – вырожденный перлит (феррито-карбидная смесь); 4 – зерна перлита, пластины феррита в которых декорированы наноразмерными частицами цементита; 5 – зерна феррита с субмикроструктурной зеренно-субзеренной структурой

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-32-60001.*

## О ТЕМПЕРАТУРНОМ ВЛИЯНИИ НА ДЕФОРМАЦИЮ ЛЮДЕРСА В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ

Данилов В.И., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Модель автоволновой пластичности [1] рассматривает пластическое течение как эволюцию зон локализации деформации, которая подчиняется принципам синергетики. Экспериментально наблюдаемые автоволны имеют макроскопический масштаб и способны объяснить многие закономерности пластического течения [2]. Одним из интригующих этапов развития автоволновой пластичности являются переходы среды от упругой к пластической деформации. После таких переходов активируется автоволновой механизм процесса формоизменения, то есть, начинают закономерным образом генерироваться различные моды локализованной пластичности [1]. Яркими примерами переходов такого сорта являются деформационный процесс Чернова – Людерса, микроскопические механизмы которого к настоящему времени хорошо изучены.

Известно, что при комнатной температуре после зарождения на зубе текучести расширение полосы Чернова – Людерса (ПЧЛ) происходит при постоянном напряжении (гладкая площадка текучести) [3]. В тоже время повышение температуры испытания до температур порядка 150 °С на площадке текучести появляются периодические скачки деформирующего напряжения [4]. Анализу перехода от стационарного развития деформации Людерса к скачкообразному посвящено настоящее исследование.

В качестве материала для исследования было использовано АРМКО-железо состава С – 0,025 масс %; Si – 0,05 масс %; Cu – 0,05 масс %; Mn – 0,035 масс %; S – 0,025 масс %; P – 0,015 масс %; Fe - остальное. Плоские отожженные образцы с размером рабочей части 50×10×1,5 мм испытывались на растяжение с постоянными скоростями в интервале (0,2 – 10) мм/мин при температурах от 298 до 503 К. В процессе испытания, помимо кривой нагружения, методом цифровой корреляции изображений анализировалось формирование характерной для рассматриваемого материала ПЧЛ и движение ее фронтов.

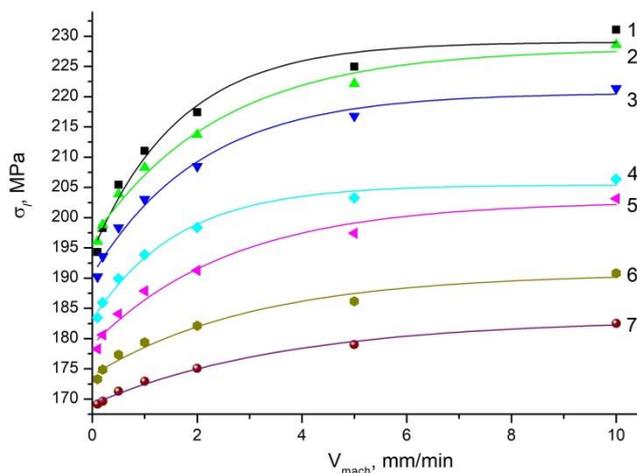


Рис. 1. Скоростные зависимости нижнего предела текучести для разных температур; 1 – 296 К, 2 – 313 К, 3 – 323 К, 4 – 333 К, 5 – 343 К, 6 – 373 К, 7 – 395 К

На рис. 1 представлены зависимости уровней напряжений на площадках текучести (нижний предел текучести) от скорости деформирования для различных температур испытания. Видно, что повышение скорости деформирования приводит к нелинейному росту нижнего предела текучести при всех исследованных температурах. С другой стороны повышение температуры приводит к уменьшению нижнего предела текучести при любой из использованных скоростей деформирования. Анализ скоростных зависимостей показал, что они удовлетворительно интерполируются степенной функцией вида

$$\sigma_l = C V_{norm}^n, \quad (1)$$

где  $V_{norm}$  – нормированная на единичную скорость деформирования,  $C = \sigma_1$  – нижний предел текучести, соответствующий единичной скорости, а  $n$  – показатель скоростной чувствительности [5]. Анализ данных показал, что показатель скоростной чувствительности линейно снижается с повышением температуры испытания.

Скорость деформирования и температура испытания влияют не только на уровень напряжений на площадке текучести, но и на конфигурацию самой площадки. Выше отмечалось, что повышение температуры приводит к появлению прерывистой текучести. В настоящей работе установлено, что чем выше скорость деформирования, тем при более высокой температуре происходит этот переход. На переходе может реализоваться ситуация, когда часть площадки текучести гладкая, а ее окончание происходит уже в условиях скачкообразности. Это отмечалось ранее в работе [4]. Следует подчеркнуть, что минимальное напряжение в сбросе соответствует напряжению на гладкой части площадки, а скоростная зависимость этого напряжения описывается выражением (1) для соответствующей температуры.

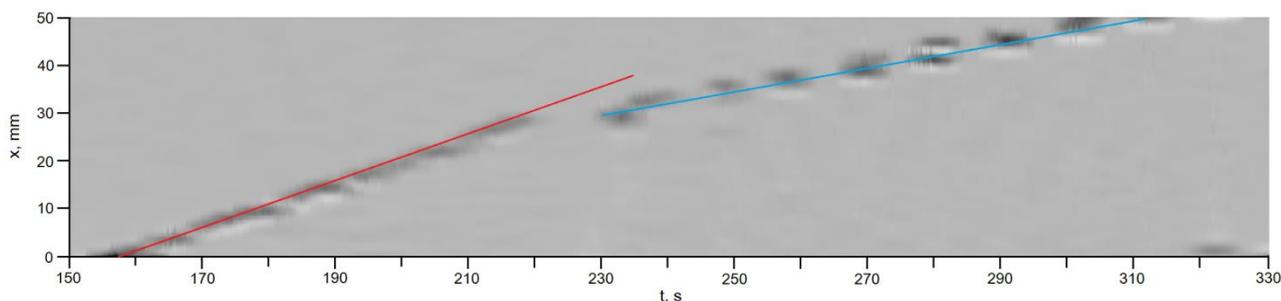


Рис. 2. Хронограмма движения фронтов Людерса на переходе от гладкой площадки текучести к скачкообразной деформации;  $V_{mach} = 0,2 \text{ mm/min}$ ,  $T = 458 \text{ K}$

Деформация Людерса локализована на подвижной границе полосы (на фронте), где метастабильное упруго напряженное состояние материала переходит в стабильное пластически деформированное. Это позволяет рассматривать фронт, как автоволну переключения [1, 2], которая монотонно движется с постоянной скоростью. Визуализировать движение фронта можно с помощью хронограммы [6]. На рис. 2 представлена хронограмма фронтов Людерса в температурно-скоростных условиях, когда происходит переход от гладкой площадки текучести к скачкообразной деформации. Эта смена произошла в момент времени 230 с. Видно, что начиная с этого момента, фронт движется дискретно скачками, а его средняя скорость уменьшается. Дискретная кинетика фронтов Людерса наблюдалась ранее в алюминиевом сплаве АМг5 [6]. Она подобно кинетике фронтов Портевена – Ле Шателье, которые интерпретируются как автоволны возбуждения локализованной пластичности [7]. Следовательно, в настоящей работе, варьируя температуру испытания, удалось наблюдать переход от одной автоволновой моды локализованной пластичности к другой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ No 21-29-00171.*

1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. Физматлит, М. – 2018. – 207 с.
2. Zuev L.B., Varannikova S.A., Danilov V.I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from crystal lattice to macroscopic phenomena // Progress in Physics of Metals. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 3–57.
3. Pelleg J. Mechanical Properties of Materials. Springer, Dordrecht – 2013. – 634 p.
4. Hall E.O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. Plenum Press, N.Y. – 1970. – 296 p.
5. Marsh K.J., Campbell J.D. The effect of strain rate on the post-yield flow of mild steel // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1963. Vol. 11, Issue 1. P. 49–63.
6. Данилов В.И., Горбатенко В. В., Данилова Л.В., Орлова Д. В. Особенности автоволн переключения локализованной пластичности в ГЦК-сплаве // Изв. Вузов. Физика. 2021. № 3. С. 27–32.
7. Зуев Л.Б., Данилов В.И. Автоволновая модель упругопластического перехода в деформируемой среде // Физика твердого тела. 2022. Т. 64, вып. 8. С. 1006–1011.

## ДЕФОРМАЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ ПОЛОС ЛЮДЕРСА В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ И КОМНАТНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Данилова Л.В., Горбатенко В.В., Бочкарёва А.В., Данилов В.И.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

При активном нагружении в твердых телах пластическая деформация, согласно автоволновой концепции, развивается макроскопически неоднородно. Наглядным проявлением такой неоднородности является формирование полосы Чернова-Людерса (ПЧЛ), на площадке текучести при активном растяжении чистого железа и малоуглеродистых сталей, которая интерпретируется как автоволна переключения, переводящая материал из упруго напряженного в пластически деформированное состояние [1]. Также известно [2], что при повышении температуры в АРМКО-железе реализуется явление прерывистой текучести, известное как эффект Портевена – Ле Шателье, которое в рамках автоволновой концепции представляется как автоволна возбуждения [1].

Целью работы является изучение особенностей рельефа поверхности и изменений микроструктуры АРМКО-железа после прохождения фронта ПЧЛ при комнатной повышенной температурах.

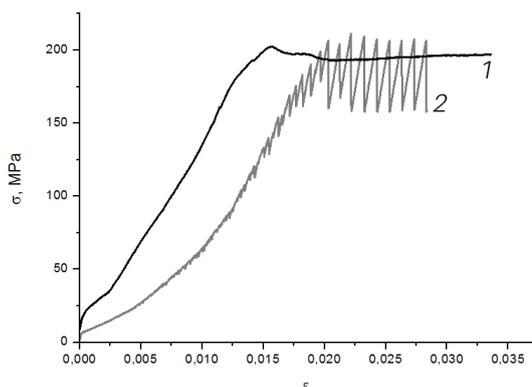


Рис. 1. Кривые нагружения АРМКО-железа: 1 –  $T = 297\text{K}$ ; 2 –  $T = 450\text{K}$

На рис. 1 представлены начальные участки кривых нагружения АРМКО-железа, полученные при активном одноосном растяжении со скоростью деформирования  $6,67 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$  при комнатной (297 К, кривая 1) и повышенной (450 К, кривая 2) температурах. При комнатной температуре на диаграмме  $\sigma$ - $\varepsilon$  видны зуб и гладкая площадка текучести. В этих условиях при косом освещении полированной поверхности плоского образца отчетливо наблюдались зародившиеся у захватов и перемещающиеся равномерно навстречу друг другу два фронта ПЧЛ. При растяжении образца с той же скоростью при температуре 450 К на площадке реализуется прерывистая текучесть с

величиной скачка до 30% от значений деформирующего напряжения. У одного из захватов сформировался одиночный деформационный фронт, который двигался дискретно. При этом в косом освещении невооруженным глазом виден волнообразный деформационный рельеф.

Металлографические исследования с использованием оптического микроскопа Неофот-21 после деформирования при комнатной температуре и при 450 К значительных отличий не выявили. Характерные для АРМКО-железа ферритные зерна со средним размером  $d = 50 \pm 1 \mu\text{m}$  в деформированной области отличались наличием систем полос скольжения, но при этом четкой границы между недеформированной и деформированной областями в обоих случаях обнаружить не удалось. Эта граница видна при малом увеличении ( $\times 10$ ) но детали ее разрешить невозможно.

Более продуктивным оказалось использование оптического профилометра New View 6200. После деформирования при комнатной температуре в области остановки фронта полосы наблюдается подъем  $\sim 40 \mu\text{m}$ , а затем ещё один на  $\sim 5 \mu\text{m}$  на расстоянии  $\sim 5 \text{ mm}$ . Это может быть обусловлено тем, что как показано в [3], с фронтом ПЧЛ связан поворот поверхности. В случае дискретного движения фронта при 450 К рельеф имеет волнообразный характер с амплитудой  $\sim 10 \mu\text{m}$  и пространственным периодом  $\sim 6 \text{ mm}$ . Эти результаты хорошо согласуются с периодом скачков деформирующего напряжения (см. рис. 1, кривая 2).

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011 и частично поддержана грантом РФФИ № 20-38-90100.*

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И. Автоволновая модель упругопластического перехода в деформируемой среде // Физика твердого тела. 2022. Т. 64, Вып. 8. С. 1006–1011.
2. Hall E.O. Yield Point Phenomena in Metals and Alloys. Plenum Press, N.Y. – 1970. – 296 p.
3. Баранникова С.А., Зуев Л.Б. Об особенностях картин локализации пластической деформации на площадке текучести в монокристаллах стали Гадфильда // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34, Вып. 14. С. 24–31.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ**

<sup>1,2</sup> Дитенберг И.А., <sup>1,2</sup> Тюменцев А.Н., <sup>1,2</sup> Смирнов И.В., <sup>1,2</sup> Гриняев К.В., <sup>1,2</sup> Пинжин Ю.П.,  
<sup>3</sup> Чернов В.М., <sup>3</sup> Потапенко М.М.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Томский государственный университет, Томск*

<sup>3</sup>*АО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва*

Обеспечение необходимого уровня высокотемпературной прочности является одним из основных требований, предъявляемым к малоактивируемым ванадиевым сплавам, разрабатываемым в качестве конструкционных материалов для использования в энергетических установках новых поколений. Как известно, в сплавах на основе тугоплавких металлов основным механизмом, обеспечивающим приемлемые характеристики прочности при температурах порядка  $0.5 \cdot T_{пл}$ , является дисперсное упрочнение частицами неметаллических фаз (карбиды, оксиды, нитриды, оксикарбонитриды и т.д.). Такие сплавы являются гетерофазными вследствие высокой химической активности к примесям внедрения (O, C, N), а напряжение Орована в них зависит от объемной доли и дисперсности частиц вторых фаз. Таким образом, одним из путей повышения эффективности дисперсного упрочнения ванадиевых сплавов является оптимизация их элементного состава. В связи с этим требуется как разработка новых систем таких сплавов, так и определение оптимальных концентраций фазообразующих элементов, участвующих в формировании неметаллических частиц вторых фаз.

В работе проведено обобщение результатов исследования особенностей структурно-фазовых состояний и соответствующих характеристик механических свойств малоактивируемых ванадиевых сплавов разного состава в зависимости от режимов термомеханических и химико-термических обработок.

Выявлены основные факторы, определяющие реализацию карбидного и/или оксидного упрочнения для обеспечения необходимых прочностных свойств в интервале предполагаемых рабочих температур. Проведен анализ эффективности указанных типов упрочнения в зависимости от состава сплавов и температуры растяжения.

Определены интервалы термической стабильности параметров зеренной и гетерофазной структуры, а также характеристик механических свойств ванадиевых сплавов различных систем в зависимости от режимов термомеханических и химико-термических обработок.

Показано, что вне зависимости от состава сплавов для эффективной реализации дисперсного упрочнения по механизму Орована в случае как карбидных, так и оксидных частиц достаточно перевести в наноразмерное состояние лишь незначительную часть от общей объемной доли второй фазы, определяемой химическим составом сплава.

Проведен анализ влияния элементного состава малоактивируемых ванадиевых сплавов на специфику фазообразования и эффективность применяемых методов модификации структурно-фазового состояния.

*Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета и центра коллективного пользования Института физики прочности и материаловедения СО РАН «NANOTECH».*

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

## **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

<sup>1,2</sup>Дудко В.А., <sup>1,2</sup>Юзбекова Д.Ю., <sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Ветрова С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.

<sup>1</sup>*Российский государственный аграрный университет – МСХА имени К.А. Тимирязева, Москва*

<sup>2</sup>*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Почвообрабатывающие инструменты, такие как дисковые ножи, лемеха, долота и др., широко распространены в сельском хозяйстве. От износостойкости инструментов зависит качество обработки и, следовательно, урожайность почв. В Российской Федерации для изготовления почвообрабатывающих деталей используются такие материалы как сталь 65Г, 40Х, 30ХГСА и др. Детали почвообрабатывающих машин, изготовленные из этих сталей, быстро выходят из строя из-за недостаточной износостойкости. Следовательно, для повышения надежности и качества сельскохозяйственных режущих инструментов необходима разработка новых сталей, отвечающих современным требованиям. По данным Всероссийского научно-исследовательского института механизации сельского хозяйства новые стали для изготовления почвообрабатывающих инструментов должны иметь предел текучести не менее 1200, 1500 или 1700 МПа, в зависимости от назначения деталей. Кроме того, важную роль в износостойкости играет ударная вязкость сталей. В работе исследована структура и механические свойства новой высокопрочной низколегированной стали после различных режимов отпуска.

Образец стали типа 40ХС2МФБР сечением 40×70 мм<sup>2</sup> и длиной 120 мм был аустенизирован при 900°С в течение 40 минут, затем закален в воду. Из закаленной заготовки с помощью электроэрозионного станка были вырезаны заготовки образцов для испытания на растяжение, твердость и ударную вязкость. Отпуск заготовок образцов проведен при температурах от 200°С до 650°С в течение 1 часа. Испытания на растяжение проводились по ГОСТ 1497-84 на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре. Ударная вязкость определена на образцах Шарпи типа 11 по ГОСТ 9454-78 при комнатной температуре. Структура образцов после различных режимов отпуска была исследована с помощью сканирующего электронного микроскопа Quanta 600 FEG с системой для EBSD анализа.

Микроструктура после отпуска состояла из мартенсита и незначительного количества остаточного аустенита (~1%). Временное сопротивление разрыву и условный предел текучести составили 1443 МПа и 2170 МПа, соответственно, а относительное удлинение после разрыва 7,2%. Ударная вязкость KCV закаленного образца составила 10 Дж/см<sup>2</sup>. Отпуск стали при температуре 280°С привел к увеличению условного предела текучести до 1696 МПа, относительного удлинения после разрыва до 8% и уменьшению временного сопротивления разрыву до 2040 МПа. Ударная вязкость образца выросла до 14 Дж/см<sup>2</sup>. Дальнейшее увеличение температуры отпуска до 500°С привёл к уменьшению временного сопротивления разрыву и условного предела текучести до 1417 МПа и 1680 МПа, соответственно при увеличении относительного удлинения до 10,2% и ударной вязкости KCV до 21 Дж/см<sup>2</sup>. Речная структура мартенсита сохранилась после отпуска при 500°С. Произошел небольшой рост поперечного размера реек, по сравнению с закаленным образцом. Отпуск привел к выделению карбидов из твердого раствора. Влияние температуры отпуска на механизмы разрушения стали обсуждаются.

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

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЁХКОМПОНЕНТНЫХ  
ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ  
НА TiNi-ПОДЛОЖКЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПОСОБОМ**<sup>1</sup>Дьяченко Ф.А., <sup>1</sup>Семина В.О., <sup>2</sup>Яковлев Е.В., <sup>3</sup>Атовуллаева А.А., <sup>1</sup>Мейснер Л.Л.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi), наиболее выдающиеся представители функциональных металлических материалов, широко используются в качестве миниатюрных изделий медицинского и немедицинского назначения благодаря эффектам памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ). Главными проблемами этих сплавов, возникающих при их эксплуатации, являются: 1) понижение физико-механических и функциональных свойств; 2) высокая концентрация токсичных ионов никеля на поверхности и возможность их выхода с поверхности изделия в среду человеческого организма. Для повышения физико-механических свойств сплавов TiNi и понижения концентрации никеля на его поверхности, актуальной задачей является создание тонкого (~2 мкм) функционального барьерного слоя с пониженной концентрацией никеля, обладающего высокими физико-механическими свойствами и механической совместимостью к подложке. В связи с этим, перспективным способом улучшения физико-механических и биохимических свойств сплавов TiNi представляется формирование многокомпонентных поверхностных сплавов (ПС) с использованием аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового (АТП-ЭП) способа синтеза. Суть синтеза заключается в многократном чередовании операций осаждения легирующей пленки заданной толщины (~50-100 нм) и химического состава и последующего жидкофазного перемешивания компонентов пленки и подложки с помощью импульсного низкоэнергетического ( $\leq 30$  кэВ) сильноточного (до ~25 кА) электронного пучка (НСЭП) микросекундной длительности (~2-4 мкс) в едином вакуумном цикле. Цель работы – установить закономерности изменения физико-механических свойств в зависимости от строения и структуры многокомпонентных поверхностных сплавов на основе титана, синтезированных АТП-ЭП способом на TiNi-подложке.

В докладе обсуждаются результаты исследований морфологии поверхности, структуры и физико-механических свойств, синтезированных ПС. Структурные исследования выполнены методами оптической металлографии и интерференционной профилометрии, электронной микроскопии (ПЭМ, РЭМ) и энергодисперсионного ПЭМ/ЭДС- и РЭМ/ЭДС-микроанализа. Физико-механические свойства ПС и систем [ПС/TiNi-подложка], включая оценку их механической совместимости с TiNi-подложкой, исследовали методами инструментального индентирования, а также при испытаниях на микротвёрдость и кручение.

Установлено, что в применении к подложке из сплава TiNi, аддитивный тонкоплёночный электронно-пучковый способ синтеза ПС на основе титана является эффективным методом снижения атомной концентрации Ni в приповерхностных слоях. В образцах с ПС атомная концентрация Ni вблизи поверхности (на глубине  $\leq 500$  нм) остается в ~1,5 раза меньше ( $\leq 35$  ат. %), чем в исходном сплаве TiNi. Показано, что в многослойных ПС, низкая объёмная доля аморфной фазы в синтезированных слоях определяет высокие физико-механические свойства, монотонное изменение этих свойств по глубине от поверхности к подложке и высокую механическую совместимость к TiNi-подложке. На основе полученных результатов установлено, что синтезированные трёх- и четырёхкомпонентные ПС на основе Ti являются новым видом покрытий, по сравнению с покрытиями, получаемыми химическим и физическим осаждением.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 22-29-00047.*

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВА Д16, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Елисеев А.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

За тридцатилетнюю историю исследования сварки трением с перемешиванием было получено много сведений о характере влияния технологических параметров на разрушение сварных соединений из различных материалов. В частности, хорошо изучены дефекты, которые характерны именно для этой сварки, и причины их образования. Однако почти не исследована тема влияния аксиальной нагрузки инструмента на качество соединений. Также новизной обладает тема влияния ультразвука на особенности соединений, поскольку данная модификация относительно новая.

В данной работе были получены бездефектные соединения алюминиевого сплава Д16 сваркой трением с перемешиванием, в т.ч. с ультразвуковым воздействием. Соединения производились с различными аксиальными нагрузками на инструмент – от 2450 кгс до 2750 кгс с шагом 50 кг. Такая постановка эксперимента позволила проследить влияние нагрузки на прочность швов. При испытаниях на растяжение обнаружилось, что ультразвуковое воздействие может как упрочнить шов, так и разупрочнить его в результате различных эффектов. Обнаружено, что на более низких нагрузках из выбранного диапазона (2450 – 2600 кгс) приложение ультразвука разупрочняло шов. Это может быть проявлением антифрикционного эффекта или ультразвукового старения. При недостаточной нагрузке адгезия инструмента с материалом заготовки слабая, а приложение ультразвука ухудшает между ними связь, что приводит к менее эффективному массопереносу. При повышении нагрузки ультразвуковое воздействие упрочняло шов. Наиболее прочный шов при сварке трением с перемешиванием был получен при нагрузке 2600 кгс, его прочность составляла 94% от прочности исходного материала. Дальнейшее повышение нагрузки приводит к разупрочнению из-за перегрева металла. Ультразвуковое воздействие позволило получить шов с максимальной прочностью 100 % от прочности исходного материала. Соединения с такой прочностью за один проход сварки на данном материале без термообработки до сих пор никто не получал, что является сверхзадачей для сварки. Также показательно, что большинство соединений сваркой трением с перемешиванием разрушались по зоне перемешивания, кроме наиболее прочного. Большинство соединений с ультразвуком разрушались по основному металлу и зоне термомеханического воздействия.

Далее были получены карты микротвердости в поперечном сечении швов. Данный подход исследователи стали применять совсем недавно. Для измерений были выбраны наиболее прочные швы, полученные с ультразвуком и без него. Микротвердость измерялась с шагом 0,5 мм, что позволило в полном объеме проследить изменение свойств материала во всех зонах шва. Минимальная микротвердость обнаружилась в зоне термомеханического воздействия, что было известно ранее. Новый результат заключается именно в характере распределения микротвердости. В частности, минимальная микротвердость наблюдается именно на отступающей стороне шва. В этой части соединения микротвердость минимальна по всей глубине зоны термомеханического воздействия, то есть форма разупрочненной области повторяет форму самой зоны. На наступающей стороне значения микротвердости выше и зависят от глубины – чем ближе к лицевой поверхности шва, тем выше микротвердость. Таким образом, отчасти уменьшение микротвердости объясняет разрушение в этой зоне, хотя не объясняет разрушение по зоне перемешивания в других швах. С другой стороны, микротвердость и прочность не всегда коррелируют между собой в подобных соединениях, поскольку в зоне перемешивания и в зоне термомеханического воздействия содержится совершенно разный материал по своей структуре.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Томской области в рамках научного проекта № 19-42-700002.*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УДАРНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ И АРАМИДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

<sup>1</sup>Еремин А.В., <sup>1</sup>Бурков М.В., <sup>1</sup>Любутин П.С., <sup>1,2</sup>Кононова А.А.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Активно развивающимся подходом в современном мире является разработка композиционных материалов несколькими армирующими компонентами. Добавление дисперсного наполнителя, например нанотрубок, дает возможность повысить механические характеристики традиционных слоистых композитов. Комбинирование армирующих тканей на основе различных волокон позволяет получать композиты со свойствами средними относительно композитов с исходным составом. Традиционно применяемые углепластики обладают низкой ударной вязкостью, что ограничивает их применение в конструкциях и существенно снижает эффект от высокой удельной прочности, кроме того значительно возрастают требования к контролю и ремонту элементов. Данная проблема наиболее актуальна для аэрокосмической отрасли, где помимо высокой статической и усталостной прочности, требуется и высокое сопротивление ударным воздействиям.

В представленной работе проведено подробное исследование механических характеристик, а также процессов деформации и разрушения композитов на эпоксидном связующем, которые армированы углеродными и арамидными волокнами. Кроме того, важной частью изучения механических свойств является анализ сопротивления материалов низкоскоростным ударным воздействиям.

Как уже отмечалось выше повышение свойств композитов с помощью наночастиц [1] (в частности углеродных нанотрубок [2-3]) является достаточно популярным у исследователей. Изучение ударных характеристик и механического поведения после появления повреждения (остаточная прочность) также очень актуальны. Затрагиваются различные аспекты: влияние волокон на характер повреждения и разрушения при ударе [4], влияние подкрепляющих элементов на ударные свойства [5], модификация механических характеристик и ударной вязкости путем выращивания нанотрубок на поверхности волокна [6]. В данной работе кроме влияния комбинированного углеродно-арамидного армирования на свойства материала изучены вопросы использования дополнительного дисперсного армирования.

Композиционные материалы формовались методом укладки препрегов с последующим горячим прессованием в термопрессе. Препреги укладывались согласно требуемой схеме на вакуумную пленку, далее следовали слои перфорированной пленки, жертвенной и впитывающей ткани. Полученная выкладка закрывалась вторым слоем вакуумной пленки и укладывалась в пресс-форму. Форма устанавливалась в термопресс нагретый до температуры 120 С и нагружалась давлением 0.7 МПа. После предварительного отверждения в течение 1 часа пресс-форму извлекали, удаляли технологические слои, а полученную заготовку помещали в духовой шкаф при температуре 100 С на 24 часа для процедуры постотверждения. Резку образцов из полученных заготовок проводили на фрезерном станке с ЧПУ.

Влияние наполнителей и схем укладки исследовалось на широком наборе механических испытаний, выполненных по стандартам ASTM, и позволяющих охарактеризовать изменение свойств в различных направлениях. Список испытаний включал в себя изгиб для определения межслоевой прочности (ASTM D2344), испытание на растяжение в различных направлениях (ASTM D3039 и D3518), испытание на сжатие (ASTM D6641), прочность при трехточечном изгибе (ASTM D7264), а также ударные свойства и остаточную прочность после удара (ASTM D7136 и D7137).

В качестве примера на рис. 1а приведены диаграммы нагружения на сжатие образцов

из углепластика с ортотропной укладкой  $[0/90]_{5S}$  после нанесения ударных повреждений с различной энергией. На рис. 1б и в показаны примеры полей компонент деформации (продольные и поперечные) при испытании на сжатие в последний момент перед разрушением. Заметно, как изменяется механизм поведения материала при увеличении повреждения. При малой энергии удара материал начинает терять устойчивость, но при этом происходит рост нагрузки. Далее происходит резкое разрушение. При большом размере дефекта потеря устойчивости возникает локально, вызывая локальное расслоение, но при этом глобально материал продолжает выдерживать примерно одинаковую нагрузку и деформироваться далее.

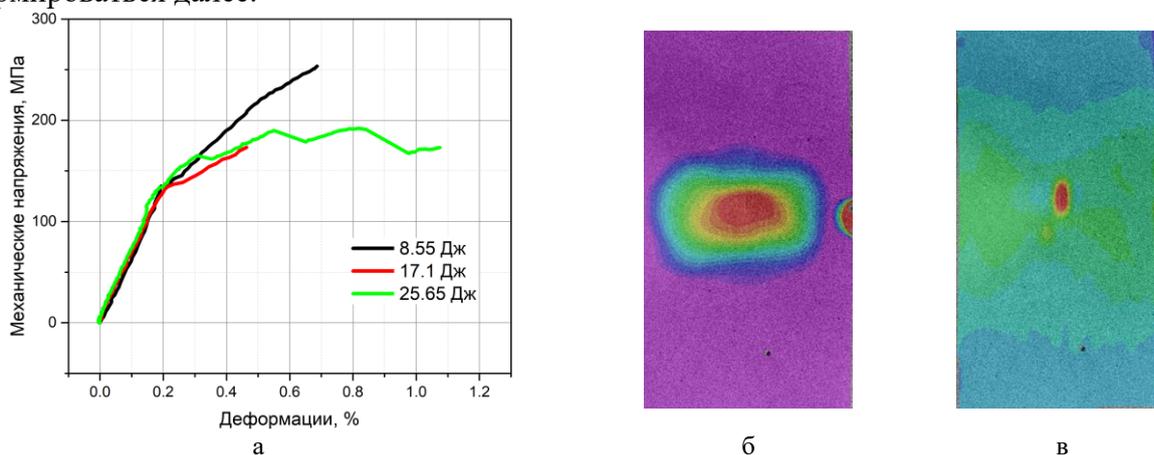


Рис. 1. Диаграмма нагружения углепластиковой пластины после удара с различной энергией (а); поля компонент деформации перед разрушением на сжатие продольная/вертикальная компонента  $\epsilon_{yy}$  (б) и поперечная/горизонтальная компонента  $\epsilon_{xx}$  (в)

По итогам проведенных экспериментальных работ, анализа литературы, а также компьютерного моделирования были выработаны комбинации углеродных/арамидных армирующих волокон/тканей с высокими свойствами к ударному воздействию. Для упрощения введены обозначения: А – слой арамидной ткани, У – слой углеродной ткани.

Соотношение арамида к углероду в составе композита 3 к 1 –  $[AAAУ]_S$  с укладкой  $[(45_F/90_F)_3(45/90/-45/0)]_S$ . Такое соотношение повышает ударную вязкость, но существенно снижает механические свойства при статическом нагружении. Также используется обратное соотношение (1 к 3), когда углерода больше –  $[AUUU]_S$  с укладкой  $[(45_F/90_F)(45/90/-45/0)]_3S$ , приводя к повышению ударной вязкости и небольшому снижению механических свойств. И последний вариант – с равным соотношением арамидных и углеродных слоев, когда арамид только на внешнем слое –  $[AAUU]_S$  с укладкой  $[(45_F/90_F)_2(45/90/-45/0)]_2S$ , или с чередованием слоев –  $[AUAU]_S$  с укладкой  $[(45_F/90_F)(45/90/-45/0)]_2S$ .

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ 21-79-10385*

1. Quiroga Cortes, Luis and Racagel, Sebastien and Lonjon, Antoine and Dantras, Eric and Lacabanne, Colette Electrically conductive carbon fiber / PEKK / silver nanowires multifunctional composites // Compos. Sci. Technol. 2016. Vol.137. P. 159–166. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2016.10.029>.
2. Yao X., Falzon B.G., Hawkins S.C., Tsantzalis S. Aligned carbon nanotube webs embedded in a composite laminate: A route towards a highly tunable electro-thermal system // Carbon. 2018. Vol. 129. P. 486–494. <https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.12.045>.
3. Dong Q., Wan G., Xu Y. et al. Lightning Damage of Carbon Fiber/Epoxy Laminates with Interlayers Modified by Nickel-Coated Multi-Walled Carbon Nanotubes // Appl Compos Mater. 2016. Vol. 24. P. 1339. <https://doi.org/10.1007/s10443-017-9589-5>.
4. Xiao J., Shi H., Tao L., Qi L., Min W., Zhang H., Yu M., Sun Z. Effect of fibres on the failure mechanism of composite tubes under low-velocity impact // Materials. 2020. Vol. 13 (18). DOI: 10.3390/ma13184143.
5. Wang C., Ren T., Miao Y., Suo T., Tang Z., Li Y. High-velocity impact response of CFRP panels reinforced with stiffeners // Compos. Struct. 2020. Vol. 246, № 112392. DOI: 10.1016/j.compstruct.2020.
6. Wu Y., Dhamodharan D., Wang Z., Wang R., Wu L. Effect of electrophoretic deposition followed by solution pre-impregnated surface modified carbon fiber-carbon nanotubes on the mechanical properties of carbon fiber reinforced polycarbonate composites // Compos. B: Eng. 2020. Vol. 195, № 108093. DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.108093.

**STRAIN GLASS ПРЕВРАЩЕНИЕ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ TiNi**

Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Состояние strain glass появляется в материале с термоупругими мартенситными превращениями (МП) при условии наличия большого количества точечных дефектов. Strain glass состояние можно описать как «замороженное» неупорядоченное деформационное состояние, которое сохраняется вплоть до 0 К [1]. Так, в сплавах TiNi с высоким содержанием никеля,  $C_{Ni} > 51,2$  ат.% не наблюдается термоиндуцированное МП, а реализуется так называемый strain glass переход [1]. При этом приложение нагрузки может вызвать МП и индуцировать развитие эффекта памяти формы (ЭПФ). На сегодняшний день, ЭПФ в сплавах TiNi при strain glass превращении исследован очень слабо, что определяет актуальность данной работы.

Для исследования использовали монокристаллы Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni. Такой выбор позволил аналитически сравнить характеристики проявления ЭПФ в случае сплавов с термоиндуцированным МП и strain glass переходом. После роста кристаллы Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni подвергались высокотемпературному отжигу при 1253 К, 1 ч с последующей закалкой в воду для получения однофазной структуры.

Экспериментально установлено, что в закаленных монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni наблюдаются термоиндуцированные B2-B19' МП. При охлаждении в матрице исходной B2-фазы зарождаются и растут несколько вариантов B19'-мартенсита с различной ориентацией, формирующие самоаккомодирующую структуру с минимальной упругой деформацией вариантов. В этом случае изменение формы и размеров образца не происходит. Температуры B2-B19' МП определены по температурной зависимости электросопротивления и представлены в таблице 1.

Таблица 1. Характеристические температуры МП для закаленных монокристаллов Ti-50,7ат. %Ni

Состав	$M_s$ , К	$M_f$ , К	$A_s$ , К	$A_f$ , К
Ti-50,7ат.%Ni	215 ( $\pm 2$ )	160 ( $\pm 2$ )	205 ( $\pm 2$ )	240 ( $\pm 2$ )

Из-за пересыщения по никелю в сплавах с  $C_{Ni} > 51,2$  ат.% при охлаждении/нагреве термоупругие МП не наблюдаются. Для монокристаллов Ti-51,7ат.%Ni на графике электросопротивление-температура пик, характерный для B2-B19' превращения не формируется. Однако частотно-температурная зависимость модуля упругости и внутреннего трения для закаленных монокристаллов Ti-51,7ат.%Ni свидетельствует о наличии strain glass перехода.

При охлаждении/нагреве под нагрузкой в закаленных монокристаллах наблюдаются B2-B19' МП независимо от химического состава. Охлаждение под нагрузкой вызывает появление ориентированного B19'-мартенсита, с чем связана деформация образца при прямом МП,  $\epsilon_{for}$ . Нагрев приводит к развитию обратного МП, исчезновению мартенсита и возврату (частично или полностью) первоначальных размеров образца. На рисунке 1 представлены кривые  $\epsilon(T)$  в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой и зависимости деформации от приложенных внешних напряжений ( $\epsilon(\sigma)$ ) для закаленных монокристаллов. На графике указаны полная ( $\epsilon_{for}(T)$ ) и необратимая ( $\epsilon_{irr}(T)$ ) деформации. С ростом напряжений увеличивается деформация  $\epsilon_{for}$ , так как увеличивается объемная доля ориентированного мартенсита. Циклы проводили до накопления значительной необратимой деформации более 1%. Максимальная величина деформации  $\epsilon_{for}$  слабо зависит от химического состава закаленных монокристаллов и равна 2,8–2,9%. Теоретическая деформация при B2-B19' МП под сжимающей нагрузкой, приложенной вдоль [001]-направления, больше и составляет 4,2%. Малые экспериментальные значения деформации  $\epsilon_{for}$  могут быть связаны с наличием дендритов, разориентированного мартенсита и непревращенных объемов.

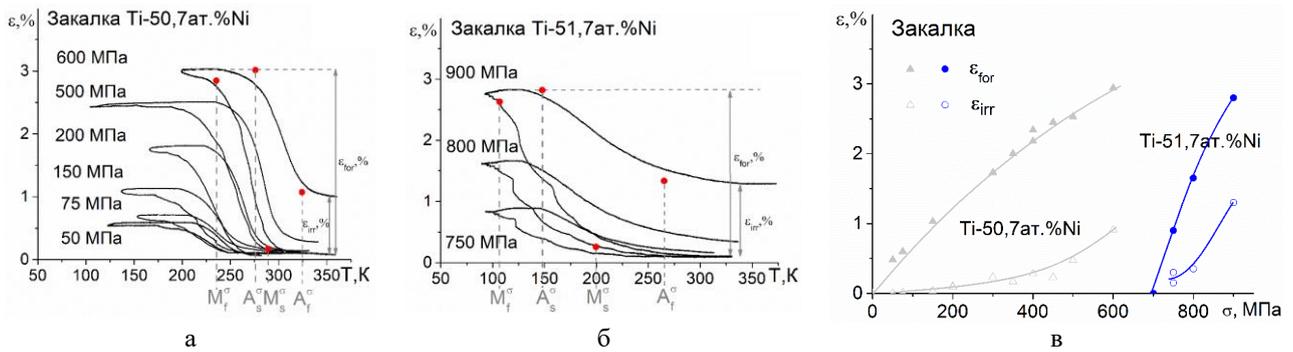


Рис. 1. Кривые  $\varepsilon(T)$  в циклах охлаждение/нагрев под сжимающей нагрузкой для закаленных монокристаллов Ti-50,7 ат.%Ni (а) и сTi-51,7ат.%Ni (б); зависимость  $\varepsilon(\sigma)$  для закаленных монокристаллов Ti-50,7 ат. % Ni и Ti-51,7ат. % Ni (в)

Наиболее существенные различия в зависимостях, представленных на рисунке 1 заключаются в следующем: 1) величина минимального уровня напряжений  $\sigma_{\min}$ , необходимый для получения ориентированного мартенсита, сильно зависит от концентрации никеля. В монокристаллах Ti-50,7 ат. % Ni  $\sigma_{\min} = 50$  МПа, в Ti-51,7 ат. % Ni напряжения в 15 раз выше,  $\sigma_{\min} = 750$  МПа; 2) от концентрации никеля зависит коэффициент  $d\varepsilon_{\text{for}}/d\sigma_{\text{app}}$ , описывающий рост деформации  $\varepsilon_{\text{for}}$  с увеличением напряжений. В монокристаллах Ti-50,7 ат. % Ni деформация  $\varepsilon_{\text{for}}$  растет медленно и достигает максимума только после увеличения напряжений на 350 – 400 МПа от минимального уровня  $\sigma_{\min}$  ( $d\varepsilon_{\text{for}}/d\sigma_{\text{app}} = 6,2 \cdot 10^{-3}$  МПа $^{-1}$ ). Напротив, в монокристаллах Ti-51,7 ат. % Ni требуется увеличение напряжений всего на 150 МПа выше уровня  $\sigma_{\min}$ , чтобы получить максимальную величину деформации ( $d\varepsilon_{\text{for}}/d\sigma_{\text{app}} = 18,6 \cdot 10^{-3}$  МПа $^{-1}$ ).

Данные различия объясняются следующим образом. По сравнению с монокристаллами Ti-51,7ат.%Ni, в закаленных однофазных монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni содержание никеля и уровень прочностных свойств В2-фазы ниже, поэтому наблюдается более низкое сопротивление матрицы к образованию ориентированного мартенсита. В Ti-50,7ат.%Ni при охлаждении под нагрузкой система состоит из аккомодирующей смеси вариантов ориентированного мартенсита и разориентированных вариантов мартенсита охлаждения. Постепенное приложение большей нагрузки в термоциклах вызывает увеличение объемной доли ориентированного мартенсита и сокращение других вариантов. За счет такой плавной перестройки структуры происходит увеличение деформации  $\varepsilon_{\text{for}}$ .

В монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni, напротив, образуется только ориентированный В19'-мартенсит. Ориентированный мартенсит в монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni зарождается в нанодоменной структуре с высоким уровнем локальных упругих напряжений, что определяет высокую нехимическую энергию, которую необходимо преодолеть для начала В2-В19' МП. Теоретически следовало ожидать максимальную деформацию при достижении критического уровня. Однако, экспериментально, наблюдается малая деформация при напряжениях немного ниже критического уровня. Это объясняется наличием в материале дефектов, дислокаций и дендритов, которые могут быть источниками зарождения мартенсита и локально уменьшать напряжения, необходимые для его образования. В итоге, деформация при прямом МП  $\varepsilon_{\text{for}}$  резко возрастает с напряжениями.

Таким образом, экспериментально показано, что в закаленных [001]-монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni морфология мартенситной структуры при охлаждении под нагрузкой, минимальные напряжения образования мартенсита и характер зависимости деформации от уровня напряжений зависят от химического состава, который определяет развитие термоиндуцированного МП или strain glass при охлаждении в свободном состоянии.

*Исследование выполнено при поддержке гранта в соответствии с Постановлением Правительства Российской Федерации № 220 (Соглашение № 075-15-2021-612).*

**РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ДЕГРАДАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 26ХМФА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР**<sup>1</sup>Задворкин С.М., <sup>1</sup>Каманцев И.С., <sup>1</sup>Кузнецов А.В., <sup>2</sup>Веселов И.Н., <sup>2</sup>Пышминцев И.Ю.<sup>1</sup>*Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург*<sup>2</sup>*АО «РусНИТИ», Челябинск*

Предложена модель исчерпания ресурса изделий, подверженных периодически прикладываемым нагрузкам и воздействию агрессивной среды в диапазоне температур от -70 до +70 °С. Объектом исследований для получения исходных экспериментальных данных служила перспективная трубная сталь типа 26ХМФА. При этом упрочнение изделий из этой стали предложено осуществлять путем закалки и длительного высокотемпературного отпуска. Такая термообработка позволяет реализовать дисперсионный механизм упрочнения, что способствует повышению коррозионной стойкости изделий.

Были проведены испытания образцов из данного материала, часть из которых подвергалась выдержке в агрессивной сероводородсодержащей среде в течение до 384 часов. Испытания проводились с использованием температурного кабинета для создания заданных температурных условий. Эксперименты показали, что выдержка в сероводородсодержащей среде приводит к повышению прочностных характеристик исследованной стали при статическом растяжении и не оказывает существенного воздействия на время зарождения усталостной трещины в условиях многоциклового нагружения при комнатной температуре. Повышение температуры усталостных испытаний до +70 °С также не оказывает значительного влияния на характеристики сопротивления разрушению образцов, подвергнутых выдержке в H<sub>2</sub>S. С понижением температуры испытаний до -70 °С происходит увеличение количества циклов нагружения до зарождения магистральной трещины почти в полтора раза. При обработке результатов экспериментальных данных для последующего внесения последних в математическую модель использованы стандартные подходы для определения возможных отклонений полученных данных.

Для построения модели исчерпания ресурса применен подход по определению накопления деградации механических свойств материала, основанный на феноменологической модели В.Л. Колмогорова [1]. Этот подход опирается на идею исчерпания ресурса под действием циклического нагружения, причем при наработке определенного числа циклов механические свойства материала деградируют до уровня приложенных нагрузок, что приводит к зарождению трещины [2, 3]. При разработке модели учитывали вероятности в начальных свойствах материала, полученных из экспериментов, без усреднения механических свойств, что, в свою очередь, позволяет наиболее точно приблизиться к прогнозируемым разбросам, то есть к реальным свойствам материала. Диапазон разброса начальных механических свойств материала был принят ±10 %. На основании результатов эксперимента была выбрана линейная структура модели.

На рис. 1 представлены результаты расчета числа циклов до зарождения усталостной трещины в стали 26ХМФА при различных амплитудах циклов нагружения для крайних значений температурного интервала испытаний – -70 °С и +70 °С, с учетом разброса механических свойств материалов. На рис. 2 представлены вероятностные области расчетной деградации механических свойств стали 26ХМФА, подвергшейся выдержке в среде сероводорода (на графике обозначено время выдержки в часах). Данные области показывают возможное число циклов до зарождения трещины в условиях циклического нагружения в зависимости от амплитуды циклов нагружения при температуре -70°С. Расчетные данные показали хорошее согласие с результатами экспериментов.

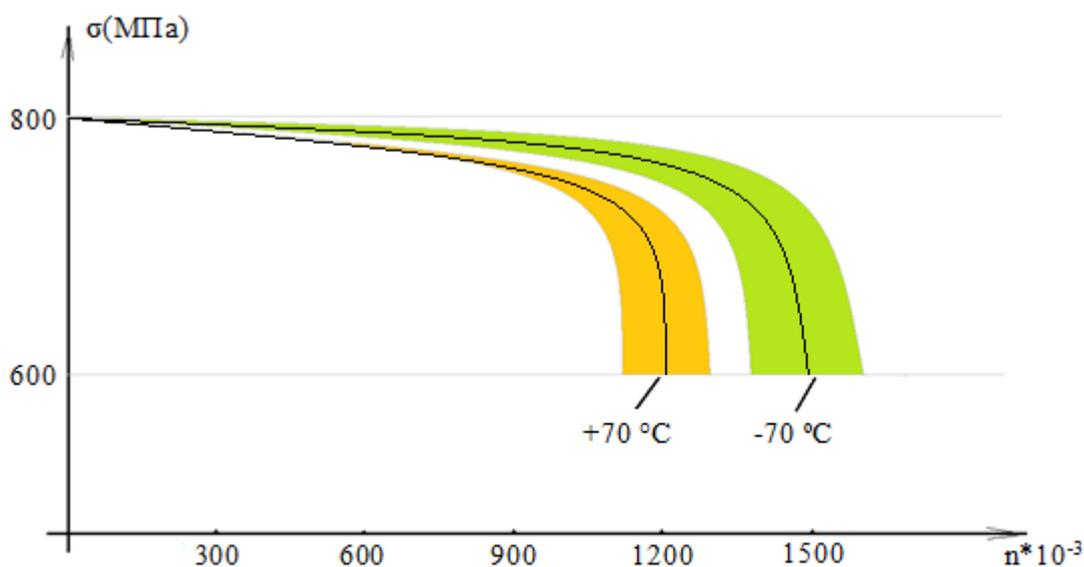


Рис. 1. Амплитуды цикла нагружения закаленной и отпущенной стали 26ХМФА при температурах испытаний  $-70^{\circ}\text{C}$  и  $+70^{\circ}\text{C}$  в зависимости от числа циклов нагружения до зарождения усталостной трещины с учетом разброса свойств материала

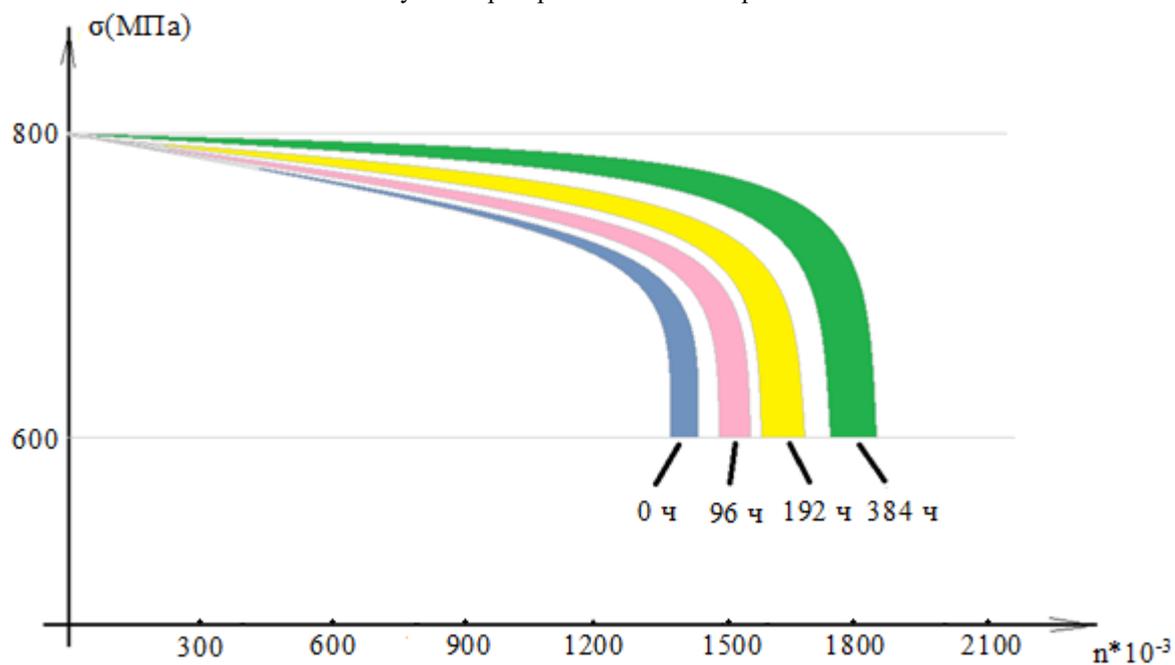


Рис. 2. Амплитуды цикла нагружения до зарождения усталостной трещины в стали 26ХМФА при различном времени выдержки в сероводороде в зависимости от числа циклов нагружения до зарождения усталостной трещины с учетом разброса свойств материала. Температура испытаний  $-70^{\circ}\text{C}$

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 20-08-00392.*

1. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Изд. УГТУ-УПИ. – 2001. – 836 с.
2. Миронов В.И., Емельянов И.Г., Кузнецов А.В. Альтернативная оценка долговечности элементов вагона-цистерны // Транспорт Урала. 2009. № 2. С. 56–60.
3. Штремель М.А. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур. М: Изд. дом МИСиС. – 2015. – 976 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ПЛАСТИНЫ С УЧЁТОМ ВАРИАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И НАГРУЗКИ

Зацаринный В.В.

*Институт машиноведения РАН, Москва*

Рассмотрены методика по определению напряженно-деформированных состояний (НДС) и расчёта на прочность тонкой пластины с концентратором в виде кругового отверстия при статических и циклическом нагружениях с использованием решения задачи Кирша и разработанных в ИМАШ РАН деформационных критериев деформирования и разрушения [1, 2]. При этом впервые вводилось варьирование характеристик основных механических свойств, величин номинальных напряжений (нагрузок) и полей деформаций в зонах концентрации напряжений.

В связи с этим в работе ставилась задача оценить влияние вариации указанных выше факторов на статическую и циклическую прочность и долговечность.

Нагрузим пластину с отверстием (сталь X18H9) повторным статическим равномерным растягивающим номинальным напряжением  $\bar{\sigma}_n$  и определим распределение напряжений и деформаций в точках сечения пластины с относительными координатами  $\rho/a$  от 1 до 3,43, проходящего через центр отверстия и перпендикулярного к направлению растяжения. Расчёт напряжённно-деформированных состояний проводился по статическим и циклическим диаграммам упругопластического деформирования и их параметрам в соответствии с деформационно-кинетическими критериями разрушения [1, 2]. Были рассмотрены четыре расчётных случая нагружения.

В случае I упругого нагружения были определены относительные номинальные напряжения и деформации  $\bar{\sigma}_n = \bar{\epsilon}_n$  и относительные условные упругие и максимальные напряжения и деформации в каждой из рассматриваемых точек сечения  $\bar{\sigma}_\rho^* = \alpha_{\sigma\rho}^* \bar{\sigma}_n$ ,  $\bar{\epsilon}_\rho^* = \alpha_{\epsilon\rho}^* \bar{\epsilon}_n$ ,  $\bar{\sigma}_{max}^* = \alpha_\sigma \bar{\sigma}_n$ ,  $\bar{\epsilon}_{max}^* = \alpha_\epsilon \bar{\epsilon}_n$ .

Распределение напряжений и деформаций по сечению в соответствии с решением упругой задачи представлено на рис. 1.

Остальные случаи нагружения со своими номинальными напряжениями (II, III, IV) формировались за счёт возможного рассеяния механических свойств стали в соответствии с нормальным законом распределения для определённой вероятности [3] или за счёт изменения эксплуатационного нагружения с расчётным коэффициентом вариации.

После предварительного нагружения (полуцикл  $k = 0$ ) проведём разгрузку до нуля и определим параметры первого полуцикла ( $k = 1$ ) для проведения упругопластического расчёта. Также в последующем поступим с остальными случаями нагружения.

При возникновении пластических деформаций характер НДС в зоне концентрации меняется. Для определения относительных местных максимальных напряжений  $\bar{\sigma}_{max}^{(0)}$ ,  $\bar{\sigma}_{max}^{(1)}$  и деформаций  $\bar{\epsilon}_{max}^{(0)}$ ,  $\bar{\epsilon}_{max}^{(1)}$  в зоне концентрации около отверстия в нулевом (исходном) и первом полуциклах (в относительных координатах  $\bar{s}^{(1)} - (\bar{\epsilon})^1$ ) нагружения необходимо определить коэффициенты концентрации напряжений  $K_{\sigma\rho}^{(0)}$ ,  $K_{\sigma\rho}^{(1)}$  и деформаций  $K_{\epsilon\rho}^{(0)}$ ,  $K_{\epsilon\rho}^{(1)}$  при  $\bar{\sigma}_n \leq 1$

Указанные коэффициенты определяли расчётом согласно [1, 2] для заданных значений  $\bar{\sigma}_n$  и переменных величин  $\alpha_\sigma$ .

На рис. 1 представлены распределения коэффициентов концентрации, местных максимальных напряжений и деформаций в нулевом полуцикле ( $k = 0$ ) по опасному сечению пластины с отверстием для координат  $\rho/a$ .

Анализ представленных данных показывает, что в зоне концентрации в точках поперечного сечения с координатами  $\rho/a$ , равными 1, 1,25 и 1,5 уже в исходном нагружении возникают упругопластические деформации, которые значительно отличаются от

получаемых по упругому решению.

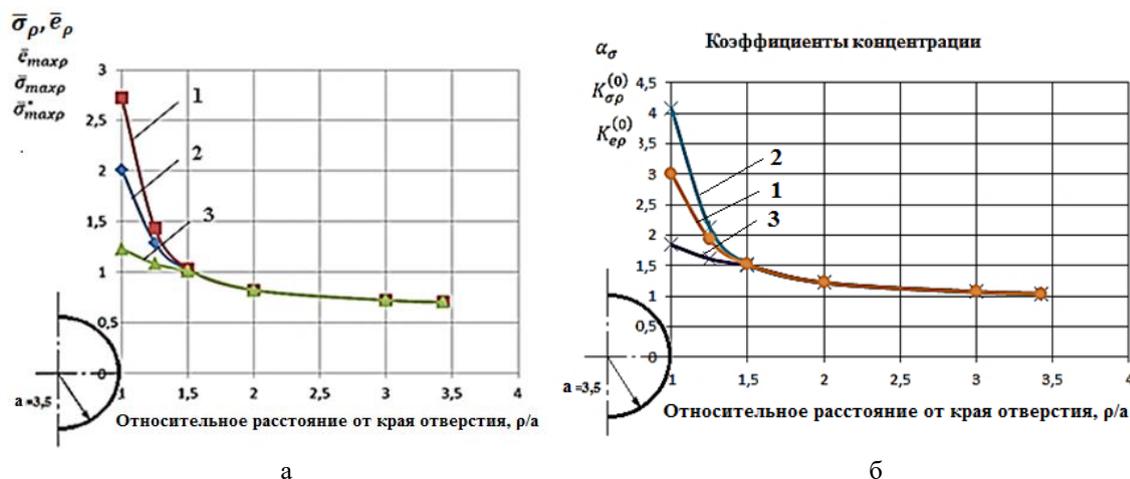


Рис. 1. Результаты расчётов НДС в зоне концентратора: изменение относительных упругих напряжений (2), упругопластических деформаций (1) и напряжений (3) при исходном нагружении (а); изменение теоретических коэффициентов концентраций напряжений в упругой области  $\alpha_{\sigma\rho}^*$  (1), а также коэффициентов концентрации деформаций  $K_{\epsilon\rho}^{(0)}$  (2) и напряжений  $K_{\sigma\rho}^{(0)}$  (3) в упругопластической области по ширине полосы при исходном нагружении (б)

Деформирование в первом полуцикле ( $k = 1$ ) в координатах “ $S^{(k)} - \epsilon^{(k)}$ ” может быть как упругим, так и упругопластическим с показателем упрочнения  $m^{(k)} = m^{(1)}$ . Для каждого варианта были проведены упругопластические расчёты с целью определения коэффициентов асимметрии местных напряжений и деформаций с последующим расчётом долговечности до образования трещин для наиболее нагруженной точки на краю отверстия ( $\rho/a = 1, \alpha_{\sigma\rho} = 3$ ).

По данным исследования можно заключить, что изменение номинального нагружающего напряжения  $\bar{\sigma}_n$  в пределах от допустимого 0,67 до 0,98 приводит к уменьшению долговечности практически в 20 раз (от  $2,97 \cdot 10^6$  до  $1,59 \cdot 10^5$  циклов). При этом эффект рассеяния основных механических свойств (снижение  $\sigma_T$  и других характеристик) оказывает большее влияние на уменьшение долговечности, чем изменение номинальной нагрузки за счёт увеличения эксплуатационного напряжения.

Разработанная методика позволяет рассчитывать поцикловую кинетику напряжений и деформаций в зонах концентрации (по заданному сечению пластины), а также проводить уточнённые расчёты на циклическую долговечность с учётом рассеяния основных механических свойств материала.

1. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчёт элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение. – 1981. – 272 с.
2. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования /Н.А. Махутов. Новосибирск: Наука. – 2008. – 528 с.
3. Махутов Н.А., Зацаринный В.В, Романов А.Н. и др. Статистические закономерности малоциклового разрушения. М.: Наука. – 1989. – 252 с.

## ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ РАССЛОЕНИЯ ОТВЕРЖДЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ СВЧ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ

<sup>1,2</sup> Злобина И.В., <sup>1</sup> Бекренев Н.В., <sup>1</sup> Кузнецов Д.И.

<sup>1</sup>Саратовский государственный технический университет имени Гагарина Ю.А., Саратов

<sup>2</sup>НИЦ «Курчатовский институт» ИРЕА, Москва

Анализ научно-технической литературы, материалов конференций и выставок свидетельствует, что в настоящее время существует и сохранится в близкой и отдаленной перспективе потребность высокотехнологичных производств в применении полимерных композиционных материалов (ПКМ) высокого качества, обеспечивающих высокие эксплуатационные характеристики изделий, их долговечность и живучесть [1]. ПКМ характеризуются резким различием значений прочностных параметров в зависимости от ориентации действующих нагрузок относительно изделия и схемы армирования. Наиболее опасными с точки зрения повреждаемости изделий из ПКМ являются напряжения межслоевого сдвига, величина которых для большинства ПКМ на 1-2 порядка ниже, чем напряжений растяжения-сжатия [2, 3]. Наиболее приемлемыми подходами к улучшению характеристик ПКМ можно считать применение физических воздействий различной природы. Авторами статьи экспериментально установлено, что СВЧ обработка отвержденных угле- и стеклопластиков обеспечивает, в частности, увеличение предельных напряжений трехточечного изгиба на 7-13%, межслоевого сдвига – 14-16% [4]. Однако, остается до конца не ясным механизм повышения физико-механических свойств ПКМ в результате взаимодействия их в отвержденном состоянии с СВЧ электромагнитным полем. Целью работы является выявление изменений в межслойной структуре различных групп ПКМ, которые могут свидетельствовать об усилении адгезионного взаимодействия на уровне МФС, после СВЧ воздействия на них в отвержденном состоянии.

Проводили исследование микроструктуры образцов угле-, стекло- и органопластика после испытаний на расслоение по ГОСТ Р 56815-2015. Использовали углепластик и стеклопластик производства ООО «Еврокомплект», г. Калуга и органопластик производства АО ЦВМ «Армоком», г. Хотьково, Московской обл. При испытаниях изготавливали образцы в виде короткой балки размерами 25x10x5 мм. Поверхность расслоения изучали при помощи растрового электронного микроскопа MIRA II LMU Tescan. СВЧ обработку образцов осуществляли на экспериментальной установке, созданной на базе микроволнового излучателя «Жук-2-02» производства ООО НПП «АгроЭкоТех», г. Обнинск Калужской обл. Одновременно обрабатывали по 5 образцов каждого материала. Для сравнения испытывали 5 контрольных образцов.

Микрофотографии поверхности расслоения на примере углепластика представлена на рис. 1. Анализ микрофотографий, охватывающих поле зрения 330,7x330,7 мкм, позволяет отметить следующие особенности микроструктуры поверхности расслоения исследованных материалов. Для всех материалов отмечается наличие относительно сплошных (плотных) участков отвержденного связующего, покрывающего армирующие волокна, и областей с разрушенным на мелкодисперсные фрагменты связующим. При этом для углепластика характерны наибольшие по площади плотные участки связующего, для стеклопластика площадь таких участков минимальна, и можно рассматривать, как более объективную характеристику, количество остаточных фрагментов связующего на поверхности волокон, лежащих во внешнем слое отделившихся участков материала. Органопластик характеризуется наиболее разреженной упаковкой волокон в области расслоения.

Обработка в СВЧ электромагнитном поле вызывает хорошо проявляющиеся изменения поверхности расслоения, выраженные в увеличении площади сплошных (плотных) участков связующего (рис. 1 б).

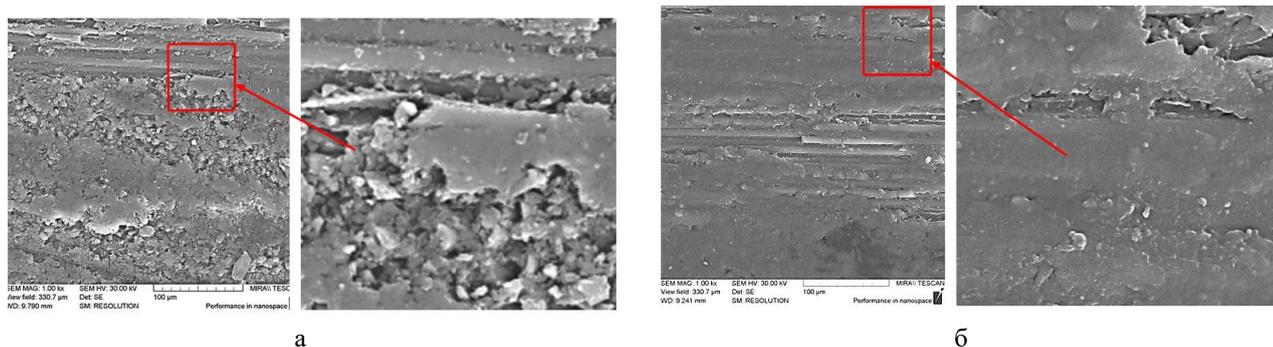


Рис. 1. Типичная поверхность расслоения контрольного (а) и опытного (б) образцов углепластика

Так, оценка, выполненная в пределах установленного поля зрения, позволяет констатировать, что относительная поверхность таких участков в области расслоения углепластика возросла с (40-50)% до (70-80)%. Для стеклопластика не удастся выявить наличие таких протяженных сплошных участков, как показано выше, что свидетельствует о меньшей адгезионной прочности контакта «волокну-матрица», приводящей к разделению компонентов при расслоении композита. Однако, ориентировочно можно определить на поверхности свободных волокон контрольных образцов 30-34 остаточных фрагмента связующего, на поверхности волокон опытных образцов – 40-45 фрагментов. Особо следует выделить характер поверхности расслоения контрольных и опытных образцов органопластика. Упаковка волокон данного ПКМ является более разряженной, волокна объединены между собой относительно длинными тяжёлыми фрагментами связующего. В то же время отмечаются фрагменты граненой формы с примерно равными размерностями по перпендикулярным осям. В опытных образцах отмечается повышенная плотность (стянутость) упаковки волокон и минимальное количество тяжёлых. В основном остаточное связующее представлено многогранными фрагментами.

Обобщая анализ микрофотографий поверхности расслоения ПКМ, можно принять за объективный тот факт, что в опытных образцах расслоение композита происходит преимущественно по матрице с сохранением значительной части участков взаимодействия «волокну-матрица». В контрольных образцах расслоение происходит и по матрице, и по поверхности взаимодействия «волокну-матрица», что свидетельствует о меньшей адгезионной прочности в контакте компонентов композита. Таким образом, качественно на реальных образцах ПКМ подтверждается установленное авторами при помощи модели pull out повышение прочности адгезионного взаимодействия в МФС после воздействия СВЧ электромагнитного поля.

*Работа выполнена с использованием научного оборудования ЦКП НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА при финансовой поддержке проекта Российской Федерации в лице Минобрнауки России, Соглашение № 075-11-2021-070 от 19.08.2021.*

1. Дориомедов М.С. Российский и мировой рынок полимерных композитов (обзор) / М.С. Дориомедов // Труды ВИАМ. 2020. № 6-7 (89). С. 29–37.
2. Михайлин Ю.А.. Специальные полимерные композиционные материалы / Михайлин Ю.А. - СПб.: Научные основы и технологии. – 2008. – 660 с.
3. Зелинский Э.С. Армированные пластики – современные конструкционные материалы / Э. С. Зелинский, А. М. Куперман, Ю. А. Горбаткина и др. // Рос. хим. ж. (Ж. Рос. хим. об-ва им. Д.И. Менделеева). 2001. Т. XIV, № 2. С. 56–74.
4. Злобина И.В., Бодягина К.С., Павлов С.П. и др. Теоретико-экспериментальное исследование влияния изменений параметров межфазной зоны отвержденного полимерного композиционного материала под действием микроволнового излучения на его прочностные характеристики // Вестник Чувашия государственного педагогического университета им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. 2018. № 4 (38). С. 34–48.

**ПРОЦЕСС МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ:  
ПАТТЕРН И АВТОВОЛНЫ**

Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Изучение природы пластической деформации твердых тел в течение последних двух десятилетий привело к важному заключению о том, что пластическое течение протекает неоднородно на любом этапе, что прослеживается на всех масштабных уровнях [1–3]. Явление макролокализации характерно для любых материалов и любых условий нагружения, а кинетика очагов макролокализации определены стадийностью кривой нагружения материала.

Закономерности эволюции картин макролокализации удовлетворительно описываются в рамках автоволновой концепции [1]. На ее базе выдвинуто предположение о том, что процесс формирования шейки вязкого разрушения связан с кинетикой очагов локализованной деформации на заключительной стадии деформирования. Настоящая работа посвящена исследованию процессов макролокализации пластического течения на стадии предразрушения.

Исследованные в настоящей работе материалы являются поликристаллами с ГЦК, ОЦК и ГПУ кристаллическими решетками. Размеры зерна использованных металлов и сплавов менялись в широких пределах от крупнозернистых (кремнистое железо) до субмикроструктурных (алюминий А85 и ВТ1-0). Механические испытания растяжением со скоростью  $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$  проводились на испытательной машине Instron-1185 при комнатной температуре. Кривые нагружения  $\sigma(\varepsilon)$  пересчитывались в истинные напряжение  $s$  и деформацию  $e$ , связь между которыми описывается уравнением Людвига  $s(e) = s_0 + Ke^n$  [2], где  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения, а  $n$  – показатель упрочнения. После логарифмирования зависимости  $s(e)$  стадии пластического течения, легко выделялись при перестроении кривой  $s(e)$  в координатах  $\ln(s - s_0) - \ln e$ .

Регистрация и анализ картин локализации производились фиксированием полей смещений точек деформируемого образца методом двухэкспозиционной спекл-фотографии, описанным в [1]. Информация о деформации, содержащаяся в каждой спеклограмме, представлялась в виде картин пространственных распределений одной из компонент тензора пластической дисторсии, соответствующей локальному удлинению  $\varepsilon_{xx}$ . На таких картинах, отчетливо выделяются очаги макролокализации деформации. В соответствии с целью настоящей работы далее подробно рассмотрены только процессы, характерные для стадии предразрушения.

С начала стадии предразрушения ( $n < 1/2$ ) очаги локализации начинают перемещаться вдоль оси растяжения, приближаясь к стационарным до разрушения высокоамплитудным зонам. Особенностью их движения является самосогласованность скоростей перемещения, которая приводит к тому, что все очаги достигают неподвижной зоны локализации одновременно, а графики зависимостей положений подвижных очагов от времени  $X(t)$  образуют пучок прямых с координатами центра  $X^*$  и  $t^*$ .

Для количественного описания кинетики очагов на стадии предразрушения начало координат системы отсчета удобно совместить с неподвижной зоной локализации. В таком случае координата произвольно взятого очага  $\xi_i$  есть

$$\xi_i = X_i - X_0, \quad (1)$$

где  $X_0$  и  $X_i$ , соответственно, координаты неподвижной зоны локализации и данного очага в лабораторной системе координат, начало которой совпадает с неподвижным захватом нагружающего устройства. В выбранной таким образом системе отсчета графики движения

очагов образуют веер прямых с единым полюсом, если скорости очагов  $V_i$  линейно зависят от их координат  $\xi_i$ , то есть, выполняется соотношение

$$V_i(\xi) = \alpha \xi_i + \alpha_0, \quad (2)$$

где  $\alpha$  и  $\alpha_0$  – константы. Из анализа размерностей коэффициентов  $\alpha$  и  $\alpha_0$  следует, что  $\alpha = 1/t$ , где  $t$  время движения очагов на стадии предразрушения, а  $\xi^* = \alpha_0/\alpha$  представляет собой отклонение полюса от неподвижного очага. Тогда положение полюса и время его достижения очагами выразятся как:

$$X^* = X_0 + \xi^* = X_0 + \alpha_0/\alpha, \quad t^* = t_0 + 1/\alpha, \quad (3 \text{ а, б})$$

где  $t_0$  – время начала стадии предразрушения. Рассчитанные положение полюса и время его достижения для кремнистого железа  $X^* = 35$  мм и  $t^* = 3680$  с удовлетворительно согласуются с реально наблюдаемыми: 4015 с и 35 мм.

Подобная процедура, проведенная для других материалов, позволяет определить величину общей деформации образца или соответствующего момента времени при постоянной скорости деформирования, когда возможно установить положение полюса. Эти результаты качественно одинаковы для материалов, находящихся в монокристаллическом и поликристаллическом состояниях с размерами зерен, меняющимися в пределах от наномасштаба до  $\sim 10$  мм. Это позволяет считать, что макроскопические картины локализации пластического течения определяются не структурным состоянием материала, а его решеточными характеристиками.

В работе удалось также установить, что в случае примесного упрочнения твердых растворов системы Cu-Ni наблюдаемые автоволновые моды локализованной пластичности качественно совпадают с модами, наблюдаемыми на соответствующих стадиях процесса при деформационном упрочнении.

Важнейшим результатом является установленная линейность зависимостей автоволновых параметров развития локализованной пластической деформации от содержания никеля в твердом растворе. Как установлено, в системе Cu-Ni выполняется закон Вегарда. Кроме того, линейными по содержанию никеля являются длина автоволны локализованной деформации на стадии параболического деформационного упрочнения и автоволновой критерий пластичности. Это означает, что автоволновые характеристики деформационного процесса «чувствуют» изменения параметра кристаллической решетки, возникающие за счет легирования. Это утверждение позволяет связать теорию примесного упрочнения с автоволновыми характеристиками деформируемой среды и тем самым согласовать пространственные масштабы этих явлений.

*Работа выполнена при финансировании Российским научным фондом. Проект № 21-19-00075.*

1. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. М: Физматлит. – 2018. – 207 с.
2. Zuev L.B., Barannikova S.A. // Crystals. 2019. V. 9. P. 458.
3. Zuev L.B., Barannikova S.A., Danilov V.I., Gorbatenko V.V. // Prog. Phys. Met. 2021. V. 22, N 1. P. 3–57.

**ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ**<sup>1,2</sup>Исхакова П. В., <sup>1</sup>Баранникова С. А.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

При обобщении результатов исследований деформационного поведения металлов и сплавов, выполненных с использованием метода спекл-фотографии, было установлено, что пластическое течение является локализованным на всех стадиях процесса, а формы локализации полностью определяются зависимостью коэффициента деформационного упрочнения от деформации на исследуемой стадии процесса [1]. Показано существование четырех типов особенностей локализации деформации (движущийся фронт, подвижные и стационарные пространственно-периодические структуры, локализованный очаг деформации – предвестник разрушения). Все перечисленные данные получены на металлах и сплавах, деформируемых при комнатной температуре. Выяснению, насколько данные закономерности справедливы при смене механизма деформации (скольжение, мартенситное превращение) и варьировании температуры нагружения, посвящена настоящая работа эволюции распределений локальных деформаций при растяжении.

В работе использовали плоские образцы аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т с размерами рабочей части 50×5×2 мм, которые растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью  $3.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Испытания были проведены при температурах +65, +24, –19, –60, –90 °С. Начиная с предела текучести и вплоть до разрыва (через 0.2% общей деформации), методом спекл-фотографии производилась регистрация полей векторов смещений на фронтальной поверхности исследуемых образцов [1]. На деформационных кривых стали отчетливо выделяются стадии упрочнения, продолжительность которых варьируется за счет мартенситных превращений. На примере распределений компонент локальных продольных и поперечных деформаций показано, что на площадке текучести наблюдается перемещение уединенного деформационного фронта. На стадии линейного деформационного упрочнения происходит движение эквидистантных локализованных зон деформации с постоянной скоростью и пространственным периодом для каждой температуры. Появление фазы  $\alpha'$ -мартенсита в процессе деформирования стали 12Х18Н10Т приводит к изменению упругих характеристик, росту коэффициента Пуассона всего материала, параметров локализации деформации и увеличению энергии, затраченной на пластическое деформирование фазы аустенита. Установлено изменение коэффициента поперечной деформации (коэффициента Пуассона) с ростом общей деформации растяжения. Общий вид и количественные параметры эволюции компонент тензора пластической дилатации указывают на связь данного процесса с самоорганизацией дефектной подсистемы в деформируемой среде.

Учитывая то, что энергия деформации является важным критерием разрушения материала и, учитывая корреляционную связь энергии, затрачиваемой на пластическое деформирование фазы аустенита при статическом нагружении с коэффициентом поперечной деформации, представляется перспективным использование коэффициента поперечной деформации, определяемого методом спекл-фотографии, для определения степени деградации материала.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22-29-01608.*

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

## ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛ-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Каманцев И.С., Швейкин В.П., Маргамов И.Г.

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

Полимерные материалы получают все большее распространение в самых различных отраслях. Однако, заменить в инженерных конструкциях металлы только на полимеры на сегодняшний день невозможно. Таким образом, в любой конструкции, содержащей наряду с металлами и неметаллические элементы, важной инженерной задачей является изучение поведения сопряжений типа «металл-полимер». Для упрощения оценки особенностей разрушения металл-полимерных элементов конструкций и изучения особенностей поведения под воздействием внешнего нагружения можно использовать образцы, представляющие собой чередующиеся слои металла и полимера. В настоящей работе рассмотрены особенности разрушения при ударном нагружении слоистых материалов, состоящих из чередующихся слоев алюминия и однонаправленно армированного композита из углеродных волокон и полиэфирной матрицы. Выбор материалов обусловлен особенностью применения как легких алюминиевых сплавов, так и углеродных композитов в авиационной промышленности.

Хорошо известна зависимость особенностей разрушения слоистых металлов от направления удара (вдоль или поперек слоев) во время испытаний на ударную вязкость. Целью настоящей работы является накопление информации об особенностях разрушения при динамическом воздействии на металл-полимерные композиционные материалы.

Объектами исследования являлись слоистые композиты, состоящие из чередующихся слоев алюминиевого сплава АД1 и полимерных слоев, представляющих собой однонаправленно уложенные слои углеволокна в матрице из полиэфирной смолы ЭТАЛ-Карбон-Ф. Формование полимерных слоев происходило в один технологический цикл одновременно с формированием готового слоистого материала. После полного отвержения полиэфирной смолы из готового композиционного материала изготавливались образцы для испытания на ударную вязкость. Полученные характеристики многокомпонентных композитов сопоставлялись с модельными образцами, состоящих из нескольких слоев алюминиевого сплава АД1, соединенных между собой той же полиэфирной смолой, и монолитных образцов однонаправленного полимерного композита. При испытаниях образцы ориентировались в двух направлениях относительно действующей динамической нагрузки – по разветвляющему трещину типу (направление удара - вдоль границы соединения слоев) и по тормозящему трещину типу (направление удара – поперек границы соединения слоев). Результаты экспериментов наглядно представлены на рисунке 1.

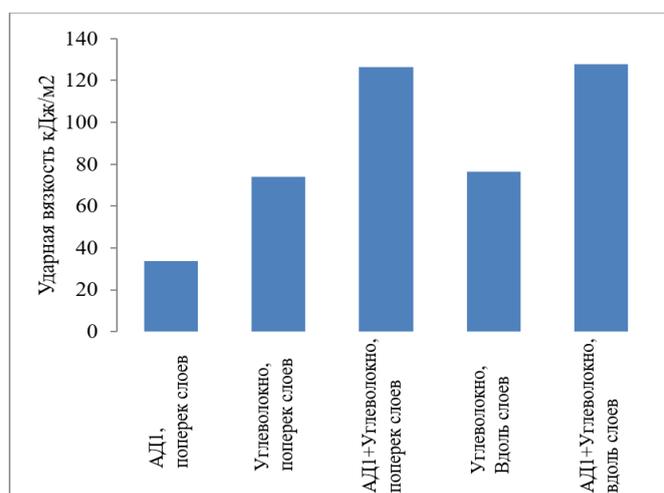


Рис. 1. Значения ударной вязкости слоистых композиционных материалов

Согласно полученным данным установлено, что характеристики ударной вязкости для полимерных однонаправленно армированных углеродным волокном образцов в 2,2 раза превосходят характеристики склеенного слоистого образца из алюминиевого сплава АД1. Введение в состав полимерного материала слоев из сплава АД1 позволило повысить значения ударной вязкости еще в 1,7 раза до 126 кДж/м<sup>2</sup>.

Важной выявленной особенностью является отсутствие влияния ориентации направления укладки слоев на характеристики динамического нагружения слоистых материалов. Относительно полимерных композитов это объясняется отсутствием наследственности в строении, обусловленного послойной укладкой отдельных слоев углеволокна. Т.е. после отвержения образец не имеет слоистого строения, а анизотропия свойств вызвана только направлением укладки волокон. Образцы слоистого композиционного материала с чередующимися слоями «АД1-полимер» в процессе динамического нагружения при ориентации слоев поперек направления действия усилия полностью не разрушались, в отличие от образцов, ориентированных «вдоль». В случае отсутствия полного разрушения оценка работы разрушения является не корректной. Фактическая работа разрушения будет несколько выше зарегистрированной. Таким образом, сопоставление работы разрушения для исследованных образцов носит качественный характер.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ6 (Ti-6Al-4V)

<sup>1</sup>Капустин В.И., <sup>1,2</sup>Захарченко К.В., <sup>1</sup>Черепанова В.К.

<sup>1</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

<sup>2</sup>Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

Накопленный объем экспериментальных данных убедительно свидетельствует о том, что монотонное и циклическое деформирование сопровождается эффектами перехода металлов из одной кристаллической модификации в другую или структурными изменениями [1, 2, 3]. Тепловые эффекты, сопровождающие процесс деформирования, несут в себе значимую информацию об изменениях характеристик термодинамического состояния материала и должны учитываться при создании моделей деформирования и разрушения.

Работа нацелена на разработку методики экспериментального исследования эволюции параметров калорического и термического уравнений состояния образца (ТДС) при периодическом деформировании, и интерпретацию характерных точек на экспериментальных зависимостях с позиций термодинамики и МСС.

Исследуемый сплав ВТ6 является двухфазным. В процессе нагружения образца могут возникнуть условия, нарушающие равновесие фаз, и условия для перехода исходной фазы в иную. Эти условия могут возникнуть при температуре меньшей температуры полиморфного превращения в условиях, когда необходимое количество теплоты ТДС можно сообщить при деформировании.

Для анализа фазовых переходов применяется метод термодинамических потенциалов, который основан на использовании свойств полного дифференциала.

В рассмотрение вводится термодинамический потенциал Гиббса  $G(T, P)$ . Термодинамический потенциал Гиббса, и его полный дифференциал  $dG(T, P)$  зависят от переменных  $T$  и  $P$ . Учитывая, что при растяжении образца силой  $f$  давление определится, как  $P = -f / a$ , а объем, как  $V = al$ , то:

$$G(T, f) = U - ST - fl \quad (1)$$

Согласно классификации фазовых переходов по Эренфесту при фазовом переходе первого рода в равновесном процессе испытывают скачок первые частные производные в уравнении (1):

$$\left( \frac{\partial G}{\partial T} \right)_f = -S \quad (2)$$

$$\left( \frac{\partial G}{\partial f} \right)_T = -l \quad (3)$$

При фазовом переходе первого рода  $dG(T, f) = 0$ . На рисунке 1 показаны эволюции средней составляющей цикла деформаций  $\varepsilon_{xm}^p$  (красная линия), описывающая необратимое изменение длины  $l$  в (3), и средней температуры за цикл нагружения  $\Delta T_m$  (синяя линия) от амплитуды программы напряжений [4].

Судя по графику  $\varepsilon_{xm}^p$ , можно полагать, что при критической амплитуде цикла около 250 МПа скачком меняется необратимая деформация и длина рабочей части. Процесс накопления пластической деформации при циклическом нагружении в МСС называют "ратчетингом", а  $\varepsilon_{xm}^p$  деформацией "вышагивания". По графику  $\Delta T_m$  видно, что характеристика термодинамического состояния, меняется скачком при той же амплитуде напряжения, что и пластическая деформация.

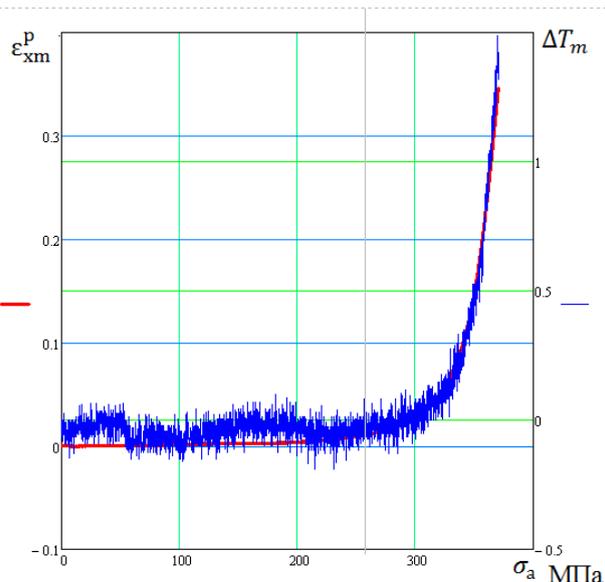


Рис. 1. Зависимости средней составляющей цикла деформаций (красная линия) и приращений средней температуры (синяя) от амплитуды напряжений. Материал ВТ6

Адиабатичность процесса периодического деформирования образца с частотой 4 Гц, позволяет предположить, что скачок  $\Delta T_m$  обусловлен скачком энтропии в результате высвобождения теплоты при пластическом деформировании и фазовом переходе.

Можно также предположить, что скачкообразная эволюция деформации на рисунке 1 обусловлена мартенситными превращениями в сплаве при максимальных напряжениях близких к пределу текучести материала и по классификации Эренфеста определяется, как фазовый переход первого рода (2), (3).

Полученный эффект деформирования сопоставляется с результатами описанными в работах [1, 2, 3, 5], где установлено, что мартенсит деформации в низколегированных сталях и титановом сплаве появляется после деформирования в области напряжений соответствующих пластическому течению. Пластическая деформация активизирует распад метастабильных твердых растворов и вызывает превращения в метастабильных фазах.

Результаты опытов и рентгеноструктурный анализ подтверждают предположение о фазовом переходе в области максимальных напряжений при деформировании с амплитудой напряжения большей, чем "критическая".

Привлечение физических методов в исследовании эффектов деформирования позволяет получить дополнительную точку зрения при решении проблемы усталостного разрушения. В частности, термодинамический подход позволил высказать гипотезу о связи критических напряжений с точками фазовых переходов материала под нагрузкой.

1. Первалова О.Б., Панин А.В., Казаченок М.С., Сиякова Е.А. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структурно-фазовые превращения в титановом сплаве Ti-6Al-4V // Физическая мезомеханика. 2022. Т. 25, № 1. С. 66–77.
2. Манохин С.С., Иванов М.Б., Колобов Ю.Р. Структурные и фазовые превращения орторомбического мартенсита в  $(\alpha+\beta)$  – титановом сплаве ВТ16 при деформационном и термическом воздействии // Научные ведомости. Серия Математика. Физика. 2011. Т. 106, №11. Вып. 23. С. 65–68.
3. Glage A., Weidner A., Biermann H. Effect austenite stability on the low cycle fatigue behaviour and microstructure of high alloyed metastable austenitic cast TRIP-steels // Procedia Eng. 2010. Vol. 2. P. 2085–2094.
4. Захарченко К.В., Капустин В.И., Ларичкин А.Ю. Ускоренная оценка влияния технологических факторов на прочностные характеристики Ti-6Al-4V и Al-Cu-Mg // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 4. С. 125–139.
5. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 3. С. 7–26.

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164 ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ И ТЕПЛОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**<sup>1</sup>Ким А.В., <sup>2</sup>Аккузин С.А., <sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю.<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Аустенитная коррозионностойкая сталь ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР) в настоящее время применяется в качестве материала оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) реакторов на быстрых нейтронах [1]. В связи с условиями эксплуатации ТВЭЛов – градиентом повышенных температур и высокими повреждающими дозами радиации, к сталям реакторного класса предъявляются особые требования относительно механических свойств. Использование различных термомеханических обработок является эффективным способом изменения микроструктуры и механические свойства сталей [2]. В настоящей работе продолжены, начатые в [3] исследования влияния термомеханических обработок с горячей и теплой пластической деформацией на особенности микроструктуры стали ЭК-164.

Исходное состояние стали получено отжигом при 1100 °С с выдержкой в течение часа и последующей закалкой в воду. Исследовано влияние двух термомеханических обработок – горячей пластической деформации прокаткой при 900 °С (за 6 проходов с общей степенью деформации  $e \approx 2$ ) и теплой пластической деформации прокаткой при 600 °С (за 6 проходов с общей степенью деформации  $e \approx 2$ ). После каждого прохода образцы закачивали в воду.

Электронно-микроскопические исследования показали, что в результате многопроходной деформации при 900 °С в сечении поперечном направлению прокатки формируется фрагментированная преимущественно полосовая микроструктура, состоящая из вытянутых субзерен (пластин) с преимущественно малоугловыми границами разориентации. Средняя ширина таких полос составляет 330 нм. Внутри пластин встречаются наноразмерные частицы карбидов. Пластическая деформация при 600 °С приводит к формированию более узких вытянутых полос в сечении поперечном направлению прокатки. Их средняя ширина составляет 150 нм. Анализ дифракционных картин показывает наличие как высокоугловых, так и малоугловых границ разориентации.

Методом секущих [4] проведены оценки плотности дислокаций в полученных структурных состояниях. В исходном состоянии плотность дислокаций составляет  $\approx 1,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . После горячей деформации (900 °С) она увеличивается до  $\approx 6,4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . После теплой деформации (600 °С) эта величина достигает  $\approx 4,9 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Некоторое снижение плотности дислокаций при пониженной температуре деформации может быть связано с интенсивным формированием полосовой субструктуры и уменьшением поперечных размеров полос в 2,2 раза относительно горячей деформации.

Таким образом, использование термомеханических обработок с горячей и теплой пластической деформацией позволяет эффективно фрагментировать зеренную структуру аустенитной стали ЭК-164 с формированием полосовых дислокационных субструктур.

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

1. Митрофанова Н.М., Чурюмова Т.А. Сталь ЭК-164 – конструкционный материал оболочек ТВЭЛов реакторов БН // Вопросы атомной науки и техники. Серия: материаловедение и новые материалы. 2019. № 2 (98). С. 100–109.
2. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 94. P. 174–242.
3. Akkuzin S., Litovchenko I., Polekhina N., Almaeva K., Kim A., Moskvichev E., Chernov V. Effect of multistage high temperature thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of austenitic reactor steel // Metals. 2022. Vol. 12, № 1. P. 63.
4. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения / И.И. Новиков – М.: Металлургия. – 1975. – 208 с.

## МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Сараева А.А., Победенная З.В., Выродова А.В.,  
Яковлева Л.П., Куксгаузен Д.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Сибирский физико-технический институт, Томск*

Впервые получены монокристаллы нового неэквивалентного высокоэнтропийного сплава  $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  (ат.%) и проведены исследования температурной зависимости критических напряжений  $\sigma_{\text{кр}}$ , механизмов деформации и кривых течения при деформации растяжением в ориентациях  $[001]$  и  $[\bar{1}11]$  в широком температурном интервале от 77 до 573К.

Установлено, что монокристаллы нового неэквивалентного высокоэнтропийного сплава  $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  испытывают термоупругое мартенситное превращение (МП) из ГЦК ( $\gamma$ ) фазы в ГПУ ( $\varepsilon$ ) мартенсит.  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП происходит при охлаждении и нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой и характеризуется температурной начала МП при охлаждении  $M_s=195\text{K}$  и температурной конца обратного МП при нагреве  $A_f=375\text{K}$ . Величина термического гистерезиса  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП  $\Delta T_h=180\text{K}$ .

Температурная зависимость  $\sigma_{\text{кр}}(T)$  имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой, и состоит из трех стадий. Максимум на зависимости  $\sigma_{\text{кр}}(T)$  соответствует температуре  $M_d=300\text{K}$ , при которой напряжения  $\sigma_{\text{кр}}$ , необходимые для начала МП под нагрузкой, равны  $\sigma_{\text{кр}}$  для начала пластического течения  $\gamma$ -фазы. При  $T > M_d$  зависимость  $\sigma_{\text{кр}}(T)$  определяется температурной зависимостью  $\sigma_{\text{кр}}(\gamma)$ . При  $T < M_d$  до минимальных напряжений  $\sigma_{\text{min}}$  на зависимости  $\sigma_{\text{кр}}(T)$  наблюдается стадия, связанная с развитием  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП под нагрузкой, которая описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{\text{кр}}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} \quad (1)$$

Здесь  $\varepsilon_0$  – деформация превращения,  $\Delta S$ ,  $\Delta H$  – соответственно, энтропия и энтальпия для  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП,  $T_0$  – температура химического равновесия фаз. Минимум напряжений на зависимости  $\sigma_{\text{кр}}(T)$  достигается при  $T=M_s$ , которая совпадает с температурой  $M_s$ , определенной по кривым зависимости  $\rho(T)$  и DSC. При  $T < M_s$ , наблюдается третья стадия, которая связана с деформацией  $\varepsilon$ -мартенсита охлаждения.

При термоупругом  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП в монокристаллах неэквивалентного высокоэнтропийного сплава  $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  реализуется эффект памяти формы (ЭПФ) в температурном интервале от 318К до 520 К с широким термическим гистерезисом  $\Delta T_h \approx 200\text{K}$ . Величина ЭПФ под растягивающей нагрузкой зависит от уровня приложенных напряжений и ориентации кристалла. При внешней растягивающей нагрузке  $\sigma_{\text{кр}}=200\text{MPa}$  в  $[\bar{1}11]$ -кристаллах ЭПФ был равен 7 %, а в  $[001]$ - кристаллах 1,6 %.

Пластическое течение в  $[001]$ - и  $[\bar{1}11]$ -кристаллах развивается преимущественно в одну линейную стадию с коэффициентом деформационного упрочнения, который зависит от ориентации кристалла и температуры испытания. Ориентационная и температурная зависимость коэффициента деформационного упрочнения определяется деформацией мартенсита охлаждения под нагрузкой при  $T < M_s$ , мартенсита напряжений при  $M_s < T < M_d$  и деформацией скольжением при  $T > M_d$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-19-00016.*

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МИКРО- И МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Колосов С.В., Исхакова П.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время установлено, что в области низких и умеренных температур пластическая деформация ГЦК металлов с микронным и субмикронным размером зерна сохраняет свою дислокационную природу, а для деформирующего напряжения, обусловленного взаимодействием дислокаций, справедливо соотношение Тейлора. Целью настоящей работы является анализ влияния температуры на механические свойства, микроструктуру и макролокализацию пластической деформации в рамках автоволнового подхода [1] при растяжении поликристаллов технически чистого Al марки А5М.

Для аттестации структуры изучаемых материалов до и после пластической деформации были применены методы и приборы оптической металлографии (микроскоп Neophot-21) и атомной силовой микроскопии контактным методом (Solver PRO-47h) в режиме «Contact Height» и «Phase». Структура в исходном состоянии до деформации состоит из равноосных зерен со средним размером 15 мкм (рис. 1 а). Пластическая деформация сплава в исследуемом температурном интервале способствует фрагментации зеренной структуры с образованием субзерен с размерами 1...4 мкм (рис. 1 б).

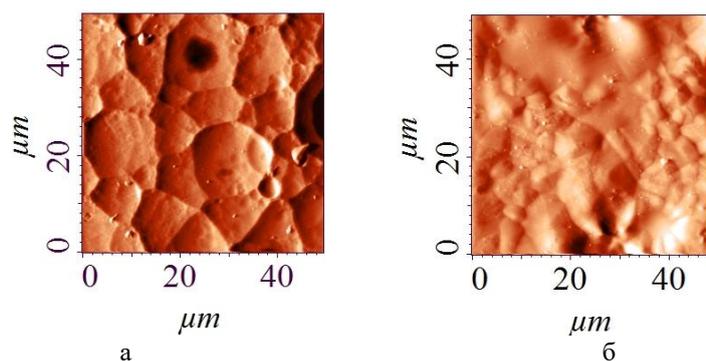


Рис. 1. Структура сплава А5М: в состоянии поставки (а), после деформации до разрыва при температуре 211 К (б)

Механические испытания плоских образцов в интервале температур 240...350 К сочетались с регистрацией и анализом паттерна локализованной пластичности [1] методом двух-экспозиционной спекл-фотографии, позволяющей восстанавливать поле векторов смещения и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии. Для получения кинетических характеристик эволюции очагов локализованной пластичности использовался метод  $X-t$  диаграмм (хронограмм), которые строились по данным анализа графических зависимостей положения фронта в лабораторной системе координат  $X$  от времени  $t$  или общей деформации растяжения [1]. Относительная деформация на пределе прочности характеризует степень однородности распределения деформации до начала макроскопической локализации в виде шейки, однако в качестве меры пластичности данная величина может существенно отличаться от локальной деформации в образце. Установлена связь макроскопических параметров локализации пластической деформации с механическими характеристиками Al.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН по проекту FWRW-2021-0011.*

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

## ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

<sup>1</sup>Колосов С.В., <sup>1</sup>Надежкин М.В., <sup>1,2</sup>Шляхова Г.В., <sup>1</sup>Никонова А.М.,  
<sup>1</sup>Баранникова С.А., <sup>1</sup>Зуев Л.Б

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск

Аустенитные стали получили широкое распространение в химическом, нефтяном и пищевом машиностроении, а также в медицинской технике. Этот класс сталей характеризуется высоким содержанием легирующих элементов (Cr, Ni), расширяющих область  $\gamma$ -Fe, поэтому при их охлаждении до комнатной температуры в них присутствует аустенит. Значительный интерес представляют механизм и глубина перехода аустенита в мартенсит в процессе нагружения. Задача данной работы состояла в анализе температурного влияния на структуру и механические свойства аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T в зависимости от степени деформации. Плоские образцы с размерами рабочей части  $50 \times 5 \times 2$  мм после закалки растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью  $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Испытания были проведены при температурах  $+65$ ,  $+24$ ,  $-19$ ,  $-60$ ,  $-90$  °C. Для аттестации структуры изучаемых материалов до и после пластической деформации были применены методы и приборы оптической металлографии (микроскоп Neophot-21), атомной силовой микроскопии контактным методом (Solver PRO-47h), измерения микротвердости (ПМТ-3). Изменения фазового состава стали при деформации, связанные с мартенситным превращением, вызванным деформацией, контролировались ферритометром МВП-2М.

Структура исследуемой стали в исходном состоянии представляет собой полиэдрические зерна аустенита с двойниками в их теле. Средний размер зерна аустенита составил  $27,9 \pm 7,8$  мкм. Измерение микротвердости в поперечном сечении образцов в исходном состоянии составило  $H\mu \approx 1752$  МПа. В результате пластической деформации в исследуемом температурном интервале происходят структурные изменения, сопровождающиеся трансформацией полиэдрических аустенитных зерен и вариациями мартенситной  $\alpha'$ -фазы, образованной в результате  $\gamma$ - $\alpha'$ -фазового превращения. Показано, что данные структурные изменения сопровождаются изменениями микротвердости (рис. 1).

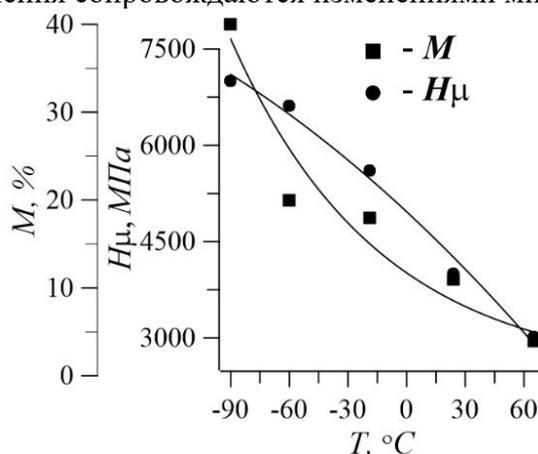


Рис. 1. Температурная зависимость изменения объемной доли мартенситной фазы (M) и микротвердости  $H\mu$

Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что чем выше степень деформации, тем больше аустенита переходит в мартенсит. В растянутых до образования шейки образцах при температуре деформации  $+65$  °C объемная доля мартенсита деформации составляет 4-5%, тогда как при  $T = -90$  °C - увеличивается до 40%. Мартенсит имеет грубое строение, средний размер мартенситные реек достигает 2 мкм по ширине и 100 нм по высоте.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН по проекту FWRW-2021-0011.

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ЛЕДОВЫХ СТРУКТУР С УЧЕТОМ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА

Конов Д.С., Муратов М.В., Гусева Е.К., Петров И.Б.  
Московский физико-технический институт, Москва

Различные задачи, возникающие в ходе хозяйственного освоения Арктического региона России, зачастую требуют оценки устойчивости произвольных ледовых структур. Для их получения численным методом требуется сформулировать и решить две задачи. Задачу о эволюции теплового поля внутри этой структуры с учетом таяния – задачу Стефана, и задачу механической устойчивости.

Рассчитывая для произвольного момента времени температурное поле и форму структуры, которая может меняться со временем в результате таяния, можно затем исследовать структуру на устойчивость для внутренних и внешних нагрузок включая статические, ударные или иные другие.

Моделирование типичных тепловых процессов опирается на уравнение теплопроводности, которое получается из уравнения теплопроводности Фурье, а также на условие Стефана, которое описывает изменение фазы льда. Переформулировав эти уравнения в терминах теплосодержания получаем квазилинейное уравнение теплопроводности (1).

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \vec{\nabla} \left( k(H) \vec{\nabla} T(H) \right) \quad (1)$$

Здесь  $H$  – энтальпия,  $t$  – время,  $k$  – теплопроводность,  $T$  – температура. Граничные и начальные условия опустили.

Численное решение предполагает введение трехмерной равномерной сетки и дискретизацию этого уравнения. Предлагается использовать схему Дугласа-Гана (2) с дифференциальными операторами (3). Решаем получившуюся систему линейных уравнений прогонкой, в качестве коэффициентов теплопроводности используя данные предыдущего слоя с последующим пересчетом и корректировкой на основе уточненных значений энтальпии, пока не будет достигнута требуемая точность  $\varepsilon$ .

$$\begin{aligned} \frac{\tilde{u}_{mlp} - u_{mlp}^n}{\tau} &= \frac{1}{2} \Lambda_{xx} (\tilde{u}_{mlp} + u_{mlp}^n) + \Lambda_{yy} u_{mlp}^n + \Lambda_{zz} u_{mlp}^n \\ \frac{\tilde{\tilde{u}}_{mlp} - u_{mlp}^n}{\tau} &= \frac{1}{2} \Lambda_{xx} (\tilde{\tilde{u}}_{mlp} + u_{mlp}^n) + \frac{1}{2} \Lambda_{yy} (\tilde{\tilde{u}}_{mlp} + u_{mlp}^n) + \Lambda_{zz} u_{mlp}^n \\ \frac{u_{mlp}^{n+1} - u_{mlp}^n}{\tau} &= \frac{1}{2} \Lambda_{xx} (\tilde{u}_{mlp} + u_{mlp}^n) + \frac{1}{2} \Lambda_{yy} (\tilde{\tilde{u}}_{mlp} + u_{mlp}^n) + \Lambda_{zz} (u_{mlp}^{n+1} + u_{mlp}^n) \\ \Lambda_{xx} u &= k_{m+\frac{1}{2}l} \frac{t_{m+1l} - t_{ml}}{h_x^2} + k_{m-\frac{1}{2}l} \frac{t_{m-1l} - t_{ml}}{h_x^2}, \quad k_{m+\frac{1}{2}l} = k_{m+1-\frac{1}{2}l} = \frac{k_{m+1l} + k_{ml}}{2} \end{aligned} \quad (2)$$

$$\Lambda_{xx} u = k_{m+\frac{1}{2}l} \frac{t_{m+1l} - t_{ml}}{h_x^2} + k_{m-\frac{1}{2}l} \frac{t_{m-1l} - t_{ml}}{h_x^2}, \quad k_{m+\frac{1}{2}l} = k_{m+1-\frac{1}{2}l} = \frac{k_{m+1l} + k_{ml}}{2} \quad (3)$$

Полученные температурные распределения далее проверим на механическую устойчивость. Используем сеточно-характеристический метод. Гиперболическое уравнение, описывающее упругие воздействия (4) записываем в инвариантах Римана и решаем с помощью модифицированной схемы Русанова третьего порядка.

$$\frac{\partial \bar{u}}{\partial t} + \sum_{i=1,2,3} A_i \frac{\partial \bar{u}}{\partial \xi_i} = 0, \quad u = (v_x, v_y, v_z, T_{xx}, T_{yy}, T_{zz}, T_{xy}, T_{xz}, T_{yz}) \quad (4)$$

Таблица 1. Теплофизические и упругие характеристики веществ в расчетах

№	Вещество	$\rho, \frac{\text{кг}}{\text{м}^3}$	$k, \frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}$	$C, \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{К}}$	$S_p, \frac{\text{м}}{\text{с}}$	$S_s, \frac{\text{м}}{\text{с}}$
1	Лед	917	0.591	2100	3550-3600	1920-1940
2	Донный грунт	2500	0.8	750	1806	316
3	Вода	1000	2.22	4180	1500	–
4	Воздух	–	–	–	–	–
5	Осадочные породы	2500	–	–	2250	1000

Таблица 2. Температура воздуха в различные месяцы

Месяц	Январь	Февраль	Март	Апрель	Май	Июнь	Июль	Август	Сентябрь
$T_a$	-28	-28	-27	-20	-9	-1	2	1	-2

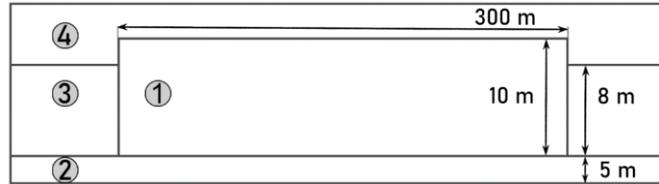


Рис. 1. Сечение ледового острова

Для демонстрации метода исследуем ледовую структуру, изображенную на рис. 1 – ледовый остров. При его постройке температура окружающего воздуха составляла  $T_a = -40^\circ \text{C}$ . Далее, она изменяется каждый месяц согласно закону, указанному в таблице 2. Характеристики веществ указаны в таблице 1.

Результаты исследования приведены на рисунках 2 и 3.

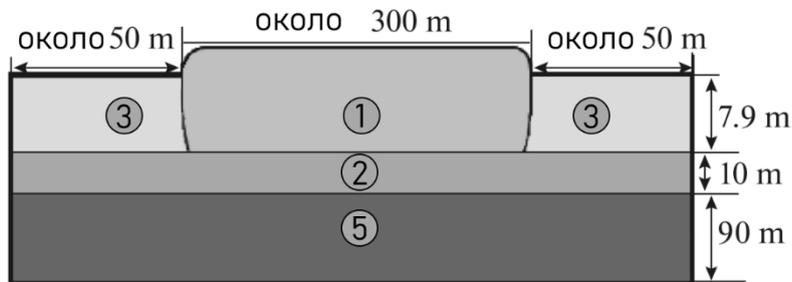


Рис. 2. Вид сечения острова в начале механического расчета

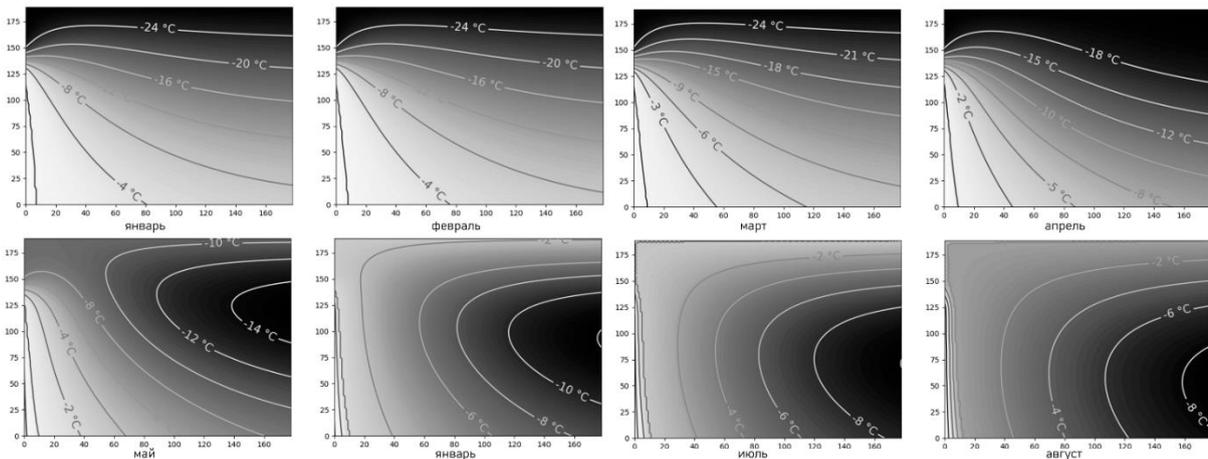


Рис. 3. Температурное распределение в толще острова в различные моменты времени

Для проверки устойчивости острова будем считать, что на верхней поверхности расположено некоторое оборудование. Разрушение острова происходит для разных силовых воздействий в зависимости от месяца. Для января максимальная сила составляет  $F = (2.175 \pm 0.025) \cdot 10^6 \text{ Н}$ , а для августа  $F = (2.125 \pm 0.025) \cdot 10^6 \text{ Н}$ .

*Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 21-71-10015.*

1. Golubev V.I., Muratov M.V., Guseva E.K., Konov D.S., Petrov I.B. Thermodynamic and Mechanical Problems of Ice Formations: Numerical Simulation Results // Lobachevskii Journal of Mathematics. 2022. Vol. 43, No. 4. P. 975–984.
2. Русанов В.В. Расчет взаимодействия нестационарных ударных волн с препятствиями // Журнал Вычислительной математики и математической физики. 1961. Т.1, № 2. С. 267–279.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  
ВОЛОКНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ  
УГЛЕКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК**

Космачев П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Среди существующих физических методов высокоэнергетической обработки волокна одним из оптимальных с позиции эффективности от воздействия и технологичности метода является плазменная обработка. Плазменные установки позволяют эффективно модифицировать поверхность обрабатываемых материалов как с механической точки зрения (ионная бомбардировка поверхности приводит к увеличению шероховатости), так и с точки зрения ее химической активации. При этом такие установки значительно дешевле в создании и эксплуатации, в сравнении, например, с лазерными и электронно-лучевыми системами, при этом технологически легко позволяют быстро обрабатывать большие площади материалов. В работе применялась установка для обработки материалов низкотемпературной плазмой атмосферного разряда с убегающими электронами.

Структурные исследования модифицированных плазмой волокон методом сканирующей электронной микроскопии показали, что высокоэнергетическая обработка способствует образованию микрошероховатостей, что способствует повышению уровня механического зацепления (механической составляющей адгезии) полимера к волокну. Также наблюдается удаление слоя технического аппрета на углеродных волокнах, это подтверждается и данными ИК-спектроскопии. Изучение структуры изготавливаемых методом горячего прессования слоистых композитов полиэфирэфиркетон/углеродное волокно показало повышение уровня межфазной адгезии между обработанными в плазме волокнами и полимерной матрицей (путем анализа границ излома).

В качестве механического испытания, наиболее полно отражающего характеристику межслоевой адгезии слоистых композитов, проводилось испытание короткой балки на предел прочности при межслоевом сдвиге. Установлено, что обработка волокон в плазме уже в течение 5 минут дает прирост к показателю сдвиговой прочности порядка 10%, при этом значительный эффект (более 40%) возникает при обработке свыше 10 минут.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-60064.*

## АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЯ ИМПЛАТАТА ИЗ СТАЛИ 316L, ИЗГОТОВЛЕННОГО АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ

<sup>1</sup>Коэмец Ю.Н., <sup>1</sup>Казанцева Н.В., <sup>2,3</sup>Кузнецов В.П., <sup>2</sup>Карабаналов М.С.,  
<sup>2</sup>Коэмец О.А., <sup>3</sup>Еманов А.А.

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>3</sup>ФГБУ «НМИЦ ТО имени академика Г.А. Илизарова» Минздрава России, Курган

**Введение.** Аустенитные нержавеющие стали 316L нашли широкое применение в медицине и аэрокосмической сфере [1]. Изготовление имплантатов сложной геометрической формы методом аддитивных методов (АМ), с возможностью использования индивидуальных особенностей пациента, имеет огромный потенциал для решения существующих ограничений традиционного производства изделий в медицине. Метод ЕВМ (Electron-beam additive manufacturing, электронно-лучевое плавление) – это метод 3D печати, схожий с селективным лазерным сплавлением (SLM), который широко распространен в АМ производстве. Отличие ЕВМ заключается в применении излучателей (электронная пушка) вместо лазеров в качестве источников энергии для плавления материала. Главным преимуществом ЕВМ является повторное использование порошка, что значительно снижает стоимость производства имплантатов. Недостатками технологии АМ являются: быстрый нагрев и охлаждение металла, который приводит к высоким остаточным внутренним напряжениям, а также неоптимальный режим работы 3D принтера может приводить к образованию в металлическом образце различных макродефектов – пор. Все это снижает механические свойства изделий и приводит к быстрому разрушению имплантатов [2-4].

Целью данного исследования являлось анализ структуры имплантата, полученного из стали 316L, методом ЕВМ.

**Материалы и методы.** Для изготовления имплантатов был использован порошок стали 316L (русский аналог 03X17H14M3), анализ химического состава изделия приведен в таблице 1. В работе исследовали два имплантата, один из которых (разрушенный) был ранее вживлен в лапку кролика и затем удален из нее. Исследование внутренней микроструктуры имплантата, было выполнено на растровом электроном микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA (РЭМ) в Центре коллективного пользования в Уральском федеральном университете, г. Екатеринбург.

Таблица 1. Химический состав 316L готового изделия, масс.%

Fe	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
Осн.	0,78	1,22	11,11	17,28	2,85

**Результаты и обсуждение.** Исследование усталостного разрушения и характер зарождение трещин в изделиях из стали 316L, полученного методом ЕВМ, имеет большое значение для применения данной технологии АМ в медицине. Схематичное изображение имплантата представлено на рисунке 1, в образце есть внутренний желоб, внутренняя резьба и сквозные отверстия.

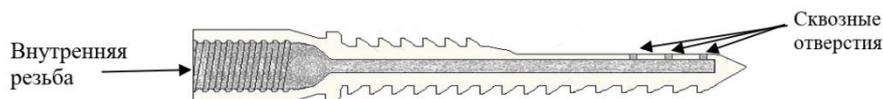


Рис. 1. Схематичное изображение импланта из стали 316L в подольном сечении

В структуре исходного (не деформированного) образца обнаружены зерна аустенита, размер зерна составляет 50...300 мкм. Дендритная структура типична для изготовления изделия методом ЕВМ. В структуре обнаружены поры двух типов – технологические и

газовые. Технологические поры с нерасплавленными частицами порошка имеют неправильную форму и размеры от ~50 мкм до ~150 мкм (рис. 2).

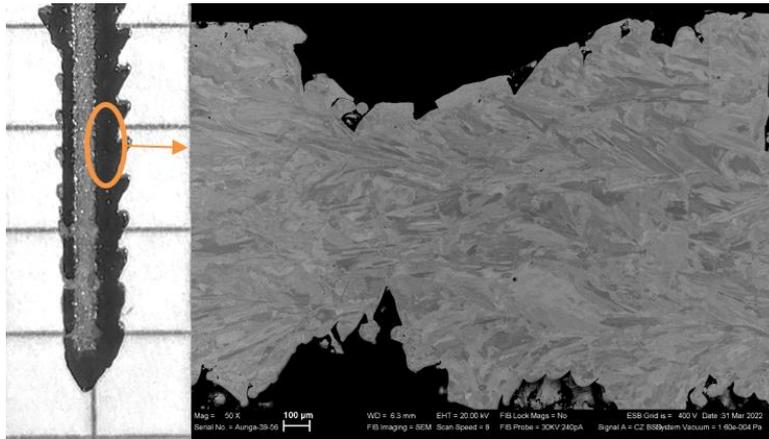


Рис. 2. Микроструктура исходного имплантата из стали 316L

После вживления, имплантат подвергался воздействию циклических нагрузок ударами лапки кролика, в результате чего произошло разрушение имплантата. Усталостное хрупкое разрушение происходит путем зарождения усталостных трещин на острых краях технологических пор, которые являются конденсаторами напряжения, и развиваются до окончательного разрушения имплантата.

**Заключение.** Таким образом, работа показала, что данный метод аддитивного производства может быть успешно использован для изготовления медицинских имплантантов сложной формы. Выполненный анализ внутренней структуры имплантата позволил выявить причины быстрого разрушения, которые связаны с неоптимальностью технологических параметров работы 3D принтера.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект № 22-29-01514.*

1. Xia M.J., Gu D.D., Yu G.Q., Dai D., Chen H., Shi Q. Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting // *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 2017. V. 116. P. 96–106.
2. Qiu C.L., Panwisawas C., Ward M., Basoalto H.C., Brooks J.W., Attallah M.M. On the role of melt flow into the surface structure and porosity development during selective laser melting // *Acta Mater.* 2015. V. 96. P. 72–79
3. Avila De E. D., Avila-Campos M. J. et al. Structural and quantitative analysis of a mature anaerobic biofilm on different implant abutment surfaces // *J Prosthet Dent.* 2016. Apr. № 115 (4). P. 428-436. doi:10.1016/j.prosdent.2015.09.016. Epub 2015 Nov 17.
4. Покровская О.М. Совершенствование комплекса гигиенических мероприятий у пациентов с ортопедическими конструкциями на имплантатах /М. – 2008.– 27 с.

**ДЕФОРМАЦИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СВС КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Cu-Ti-C-B В НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ**

Крючков Д.И., Пугачева Н.Б.

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

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) является эффективным способом получения новых материалов, обеспечивающих повышенную долговечность изделий в условиях жесткого абразивного изнашивания [1–3]. Использование меди и бронзы в качестве металлической матрицы позволяет получить композиты с повышенными значениями тепло- и электропроводности по сравнению с композитами с железной или никелевой матрицей. Важно, чтобы композит обладал однородной и по возможности мелкодисперсной структурой с равномерным распределением карбидов и боридов титана. Однако в процессе СВС и последующего горячего компактирования неизбежно возникает остаточная пористость, особенно в периферийных зонах заготовок, что негативно сказывается на пластичности и ударной вязкости. Дополнительная деформационная обработка при повышенных температурах, как показали выполненные ранее исследования [4, 5], должна обеспечить получение практически беспористых композитов, а также улучшить их механические свойства.

Исследованы режимы термомеханического воздействия с целью деформировать образцы из композита без разрушения. Деформацию образцов проводили на сервогидравлической испытательной машине INSTRON с навесной печью. При испытании каждый образец помещался в холодную печь и нагревался до фиксированной температуры. При этом за все время нагрева на образец действовало давление, которое задавалось усилием на плунжер испытательной машины. Эксперименты проводились для начальных давлений в диапазоне 100 – 150 МПа и до температур нагрева 765 – 895 °С. Получены значения истинной деформации в зависимости от температуры нагрева и прикладываемого к образцу начального давления (рис. 1). Определено, что минимальным пороговым давлением, прикладываемым на образец, при котором начинается деформация, является 100 МПа, причем для существенной деформации  $> 0,1$  необходим нагрев до температуры как минимум 840 – 850 °С. Увеличение начального давления на 25 МПа приводит к инициализации деформации со снижением температуры нагрева на 45 – 60 °С.

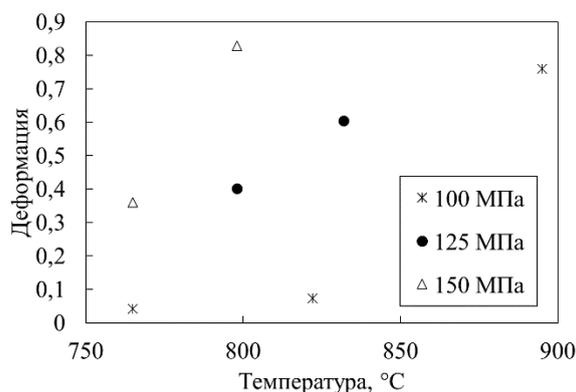


Рис. 1. Значения истинной деформации от температуры нагрева и прикладываемого к образцу начального давления

Наиболее эффективным режимом деформирования без разрушения образца из композита является: температура нагрева 765 – 780 °С при начальном давлении на образец 150 МПа.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 22 – 29 – 00188.*

1. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe-Ni-Ti-C-V // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 11. С. 1174–1180.
2. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монокристаллических СВС-композитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 3. С. 124–138.
3. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и свойства СВС-композита системы Cu-Ti-C-V // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 1. С. 47–54.
4. Пугачева Н.Б., Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Смирнов С.В., Швейкин В.П. Исследование кратковременной высокотемпературной // Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. № 8. С. 838–844.
5. Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Быкова Т.М. Влияние всестороннейковки в условиях кратковременной ползучести на структуру и механические свойства алюмоматричного композита Al7075/10SiCr // Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. № 10. С. 1054–1064.

**ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В  
[001]<sub>L21</sub>-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni<sub>48</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>**

Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В последнее время при производстве и эксплуатации устройств важным критерием является их экологическая безопасность. В связи с этим представляет интерес разработка твердотельных холодильников, в основе работы которых лежит поглощение тепла при обратном мартенситном превращении (МП) в адиабатических условиях (эластокалорический эффект (ЭКЭ)). Необходимыми для создания таких холодильников характеристиками обладают ферромагнитные сплавы с памятью формы на основе NiFeGaCo, испытывающие термоупругие L<sub>21</sub>(B2)-10M/14M-L<sub>10</sub> МП. Данные сплавы известны благодаря проявлению сверхэластичности (СЭ) в широком интервале температур ~200 К при сжатии. Известно, что при проявлении СЭ величина адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  при исследовании ЭКЭ в сплавах NiFeGa(Co) достигает 6 – 13 К [1, 2]. Однако для практического применения необходимо установить закономерности изменения ЭКЭ и параметров СЭ при увеличении температуры испытания и уровня деформирующих напряжений. Поэтому целью данной работы является изучение зависимости величины адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  при исследовании ЭКЭ от температуры испытания в [001]<sub>L21</sub>-монокристаллах сплава Ni<sub>48</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>.

Для исследования выбраны монокристаллы сплава Ni<sub>48</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> после роста, ориентированные вдоль высокопрочного [001]<sub>L21</sub>-направления, где наблюдается максимальный теоретический ресурс деформации ( $\epsilon_0 = -6,25\%$ ). Измерение температуры образца при исследовании ЭКЭ проводилось высокочувствительной термопарой Т-типа в условиях СЭ для определения величины адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  с различными скоростями разгрузки ( $1,67 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (соответствует величине  $\Delta T_{ad1}$ ) и  $6,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  (соответствует величине  $\Delta T_{ad2}$ )). Погрешность измерения  $\Delta T_{ad}$  при проявлении ЭКЭ составляет 0,5 К.

Исследование ЭКЭ проводилось при различных температурах испытания 298 К, 398 К и 473 К, где образец нагружали до одного и того же уровня напряжений  $\sigma_{зад} = 1000 \text{ МПа}$  (см. рис. 1 а). Значения величин адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad1}$  и  $\Delta T_{ad2}$  после разгрузки от 1000 МПа принимают близкие друг к другу значения от 4,3 К до 5 К и от 8,6 К до 9,1 К соответственно (см. рис. 1 б). Величина  $\Delta T_{ad2}$  в 2 раза превышает  $\Delta T_{ad1}$  в связи с высокой скоростью разгрузки, что создаёт условия, близкие к адиабатическим. Из литературных данных известно, что величина ЭКЭ зависит от объёмной доли мартенсита в образце [3]. Предполагается, что при нагрузке монокристаллов Ni<sub>48</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> до 1000 МПа достигается максимальная объёмная доля мартенсита, о чём говорит постоянный модуль упругости мартенсита для всех температур (см. рис. 1 а). В связи с этим величина адиабатического охлаждения образца  $\Delta T_{ad}$  при ЭКЭ не изменяется в пределах погрешности измерения.

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии были определены температуры прямого  $M_s = 259 \text{ К}$ ,  $M_f = 254 \text{ К}$  и обратного  $A_s = 265 \text{ К}$ ,  $A_f = 270 \text{ К}$  МП. Теоретическое значение величины адиабатического охлаждения было рассчитано по формуле [2]:

$$\Delta T_{ad} = \frac{T \cdot \Delta S^{A-M}}{C_p} = 9,4 \text{ К},$$

где  $C_p = 450 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$  – теплоёмкость материала,  $\Delta S^{A-M} = -15,6 \text{ Дж}/(\text{г} \cdot \text{К})$  – изменение энтропии при прямом МП,  $T$  – температура. Близкие теоретические и экспериментальные значения свидетельствует о высокой степени реализации теоретического ресурса ЭКЭ в данных монокристаллах.

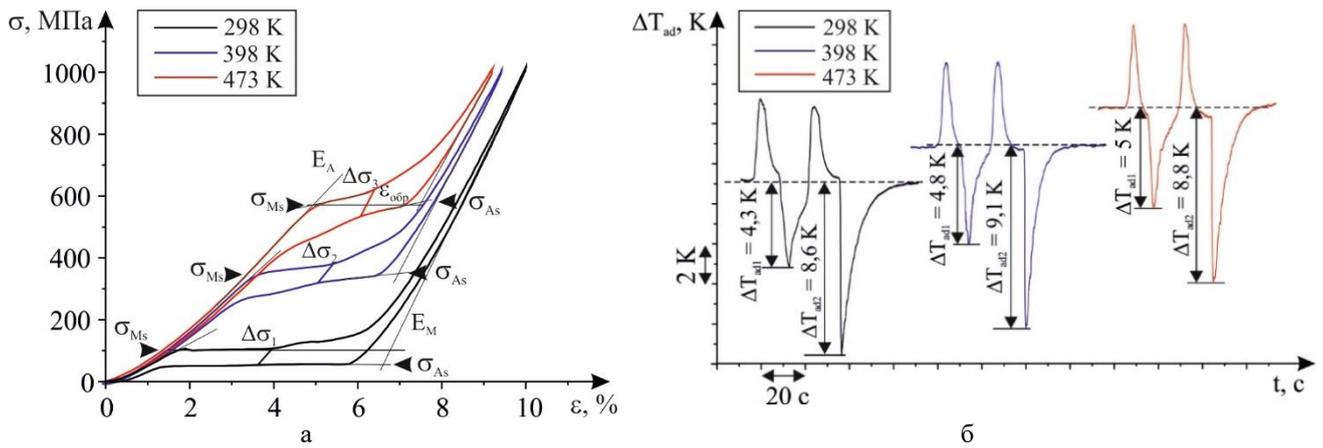


Рис. 1. Зависимости  $\sigma(\varepsilon)$  при исследовании СЭ (а) и изменения температуры образца от времени  $\Delta T_{ad}(t)$  при проявлении ЭКЭ (б) в  $[001]_{L21}$ -монокристаллах сплава  $Ni_{48}Fe_{19}Ga_{27}Co_6$  после роста

Экспериментально показано, что при повышении температуры испытания от 298 К до 473 К происходит рост критических напряжений образования мартенсита  $\sigma_{кр}$  от 103 до 557 МПа (см. рис. 1 а). От температуры испытания, уровня  $\sigma_{кр}$ , а также соотношения модулей упругости аустенита  $E_A$  и мартенсита  $E_M$ , которые можно определить по кривым  $\sigma(\varepsilon)$ , зависит деформация превращения  $\varepsilon_{обр}$ , вклад в которую будет давать разница упругих деформаций аустенита и мартенсита [4]:

$$\varepsilon_{обр} = \varepsilon_0 + \Delta\varepsilon = \varepsilon_0 + \left[ \frac{1}{E_M} - \frac{1}{E_A} \right] |\sigma_{кр}| \quad (1)$$

Поскольку  $E_A < E_M$  и вклад  $\Delta\varepsilon$  в общую деформацию образца отрицательный, то это приводит к уменьшению деформации превращения (в 2 раза) с ростом температуры испытания, как следует из (1). При этом материал испытывает полное МП, поэтому  $\Delta T_{ad}$  не будет определяться величиной деформации превращения и остается постоянным при повышении температуры испытания при одинаковой нагрузке. Кривая  $\sigma(\varepsilon)$  при  $T = 298$  К сопровождается механическим гистерезисом, характеризующим энергию рассеяния, величиной  $\Delta\sigma = 54$  МПа и низким коэффициентом деформационного упрочнения  $\theta$ , за счет чего существенного накопления упругой энергии не наблюдается. С ростом температуры до 473 К  $\theta$  увеличивается, происходит значительное накопление упругой энергии, превышающей рассеянную энергию, которая увеличивается в 2 раза ( $\Delta\sigma = 106$  МПа). Обратное превращение начинается при напряжениях  $\sigma_{As}$  выше, чем прямое  $\sigma_{Ms}$ , за счет накопленной упругой энергии при прямом МП.

Таким образом, экспериментально показано, что в  $[001]_{L21}$ -монокристаллах сплава  $Ni_{48}Fe_{19}Ga_{27}Co_6$  величина адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  при ЭКЭ принимает значения до 9,1 К и не зависит от деформации превращения и температуры испытания при одинаковом уровне напряжений, когда образец находится полностью в мартенситном состоянии.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФ № 20-19-00153.*

1. Zhao D. et al. Burst-like superelasticity and elastocaloric effect in  $[011]$  oriented  $Ni_{50}Fe_{19}Ga_{27}Co_4$  single crystals // Scripta Mater. 2018. V. 149. P. 6–10.
2. Wu Y., Ertekin E., Sehitoglu H. Elastocaloric cooling capacity of shape memory alloys – Role of deformation temperatures, mechanical cycling, stress hysteresis and inhomogeneity of transformation // Acta Mater. 2017. V. 135. P. 158–176.
3. Pataky G.J., Ertekin E., Sehitoglu H. Elastocaloric cooling potential of NiTi,  $Ni_2FeGa$ , and CoNiAl // Scripta Mater. 2015. V. 96. P. 420–427.
4. Liu Y., Yang H. The concern of elasticity in stress-induced martensitic transformation in NiTi // Mater. Sci. Eng. A. 1999. V. 260. № 1–2. P. 240–245.

**ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ ПРЯМАЯ  
УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ  
МИКРОТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ**

Курмоярцева К.А., Котельникова Н.В., Князев Н.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Исследования проблемы разрушения деталей и конструкций, опирающиеся на анализ физических механизмов и сценариев развития процессов накопления поврежденности, в последние десятилетия ведется с все возрастающей интенсивностью. По мнению авторов, весьма перспективным направлением этих исследований является построение многоуровневых математических моделей, явным образом описывающих эволюцию мезо- и микроструктуры материала. Наиболее важными физическими механизмами являются движение и взаимодействия дислокаций друг с другом и с другими дефектами (границами зерен, включениями вторичных фаз и т.д.). Вследствие идентичности физических законов, управляющих реализацией указанных механизмов, рассматриваемые модели обладают значительной универсальностью, применимы для классов материалов. В рамках данного исследования предлагается структура трехуровневой дислокационно-ориентированной прямой упруговязкопластической модели для описания процессов деформирования и разрушения металлических изделий. Используемые в моделях данного класса внутренние переменные служат для описания дислокационных субструктур и их влияния на свойства материала в процессах неупругого деформирования. На основе анализа дислокационной структуры сформулирован критерий зарождения микротрещины по механизму Стро.

Структурным элементом верхнего (макроскопического) уровня является представительный макрообъем поликристаллического материала. На мезоуровне-I описывается деформирование отдельных кристаллитов (зерен, субзерен) в терминах континуально-механических параметров – скоростей сдвигов по системам скольжения (СС), напряжений и деформаций. На мезоуровне-II используются континуально-микромеханические параметры – плотности и скорости движения дислокаций; при этом рассматриваются такие механизмы, как аннигиляция, зарождение новых дислокаций и потоки дислокаций между кристаллитами. При достижении критической плотности дислокаций кристаллит переходит в разрушенное состояние и перестает сопротивляться растягивающим напряжениям.

В предлагаемой работе особое внимание уделено моделированию возникновения трещины с образованием скола в титановых сплавах с альфа и альфа/бета структурой. Экспериментальные наблюдения, обсуждаемые в ряде работ [1-4], свидетельствуют о реализации этого механизма, сопровождающегося появлением специфической поверхности излома в виде фасеток квазискола с ориентацией, близкой к базисной плоскости ГПУ решетки. Отмечается, что условием зарождения фасеток является «неудачная» комбинация кристаллографических ориентаций соседних зёрен по отношению к оси нагружения: благоприятно ориентированное («мягкое») и плохо ориентированное («жесткое») для скольжения кристаллитов, *c*-оси которых расположены перпендикулярно и параллельно оси нагружения соответственно [1]. Наличие специфической ориентации двух соседних зёрен приводит к тому, что пластическая деформация и движение дислокаций протекают именно в «мягких» зёрнах. В свою очередь, в «жестких» зёрнах происходит разрушение материала и формирование фасеток квазискола, вызванных высокими локальными напряжениями скоплений дислокаций у границы.

Для описания появления поверхностей разрушения сформулирована задача о нахождении систем скольжения ГПУ решетки «жесткого» зерна с наибольшими касательными и нормальными напряжениями. Предполагалось, что превышение нормальными напряжениями критических напряжений разрыва приводит к появлению фасеток в плоскости скольжения «жесткого» зерна, а действующих касательных напряжений

в его системах скольжения недостаточно для реализации релаксации напряжений за счет пластической деформации в этом зерне.

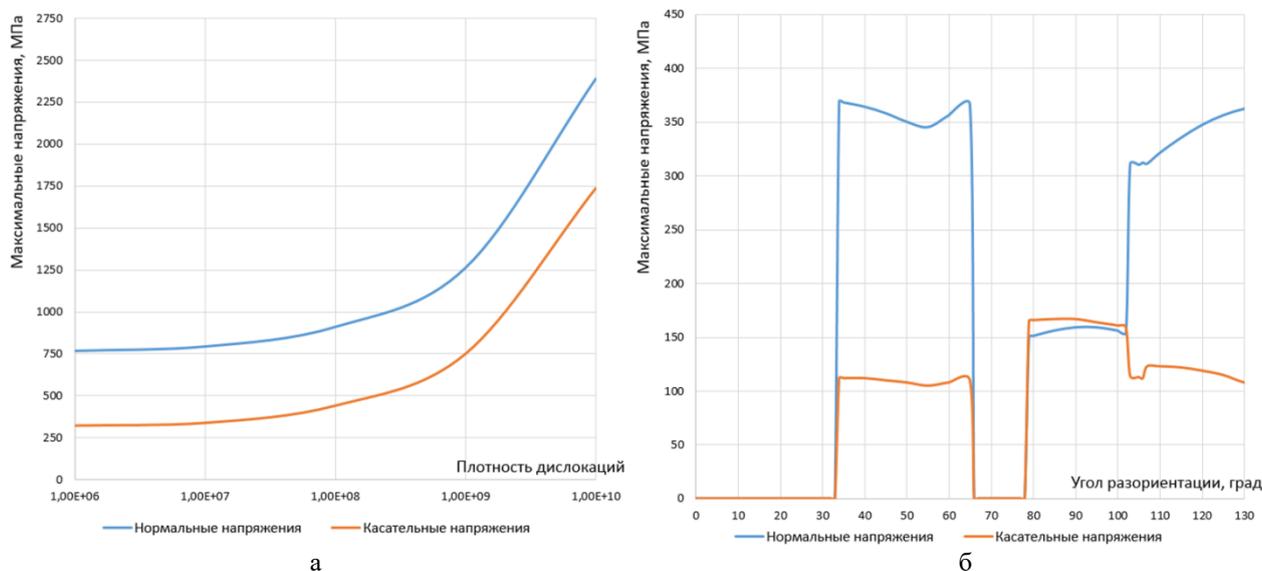


Рис. 1. Графики зависимости наибольших касательных и нормальных напряжений в «жестком» зерне от плотности дислокаций «мягкого» зерна (а) и угла разориентации решёток зёрен (б)

В результате численного моделирования было установлено, что при задании достаточных внешних усилий и особой комбинации ориентаций решёток «мягкого» и «жесткого» зёрен действующие нормальные напряжения в базисной плоскости «жесткого» зерна превышают критические, что говорит о возможном появлении поверхности разрушения в этой плоскости. Вычисление напряжений осуществлялось для материальной точки «жесткого» зерна, удалённой на расстоянии 1/10 среднего размера зерна от границы. Исследованы зависимости максимальных касательных и нормальных напряжений в «жестком» зерне от плотности дислокаций (рис. 1а) и числа дислокаций в скоплениях «мягкого» зерна, от расстояния от границы зёрен. Отдельно построен график зависимости максимальных напряжений, вызванных скоплениями дислокаций у границы, от угла разориентации соседних зёрен (рис. 1б). Нулевые напряжения на графике свидетельствуют об отсутствии пластического деформирования во всех системах скольжения «мягкого» зерна, в то время как резкие подъёмы и спады напряжений обусловлены сменой активных систем скольжения текущего зерна.

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

1. Dunne F.P.E., Rugg D. On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys // J. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2008. V. 31. P. 949–958.
2. Bache M.R., Evans W.J. Dwell sensitive fatigue response of titanium alloys for power plant applications // J. Engineering for gas turbines and power. 2003. V. 125. P. 241–245.
3. Liu Y.X., Chen W., Li Z.Q., Tang X.Q., Yao G. The HCF behavior and life variability of a Ti-6Al-4 alloy with transverse texture // Int. J. Fatigue. 2016. V. 97. P. 79–87.
4. Ozturk D., Pilchak A.L., Ghosh S. Experimentally validated dwell and cyclic fatigue crack nucleation model for  $\alpha$ -titanium alloys // Int. J. Scripta Materialia. 2017. V. 127. P. 15–18.

**ДИНАМИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ И МАШИННОЕ ОБУЧЕНИЕ**

Латыпов Ф.Т., Майер А.Е., Фомин Е.В., Красников В.С.  
*Челябинский Государственный Университет, Челябинск*

В связи с развитием аддитивных технологий возникает дополнительный интерес к влиянию размера и формы пор на механические свойства металла. Поры, с одной стороны, могут быть специально созданы, с другой стороны, неизбежно возникают в таких изделиях. Наличие пористости приводит к сложному поведению таких материалов при их деформировании. Поэтому важной задачей является исследование деформации пористых металлов и развитие методов её теоретического описания.

В работе был применен двухуровневый подход к изучению механического поведения пористых металлов при динамической деформации. На микроскопическом уровне с помощью метода молекулярной динамики (МД) изучено влияние высокоскоростной деформации сжатия на пористые металлы. Кривые напряжение-деформация, пористость-деформация и плотность дислокаций-деформация рассчитываются в диапазоне температур от 300 до 900 К для различных размеров и формы пор. Результаты МД анализируются и используются далее в качестве обучающих данных.

На макроскопическом уровне мы сравнили два подхода, основанные на машинном обучении, искусственную нейронную сеть (ИНС) [1, 2] и микромеханическую модель [2, 3] с автоматической байесовской идентификацией параметров модели в применении к имитации деформационного поведения нанопористого алюминия. Данные МД использовались для обучения ИНС и для оптимизации параметров, то есть тоже в определенном смысле обучения микромеханической модели. Обученная ИНС или параметризованная модель используются далее в качестве определяющего уравнения пористого металла для численного исследования структуры ударной волны в нём.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (Проекты № 20-38-90209 и 20-08-00350) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание на проведение научных исследований ЧелГУ № 075-03-2022-126).*

1. Gracheva N.A., Lekanov M.V., Mayer A.E., Fomin E.V. // Mech. Solids. 2021. V. 56. P. 326–342.
2. Latypov F.T., Fomin E.V., Krasnikov V.S., Mayer A.E. // Int. J. Plast. 2022. V. 156. 103363.
3. Mayer A.E. // Int. J. Plast. 2021. V. 147. 103102.

## К ВОПРОСУ О КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*

Одним из самых динамично развивающихся направлений современной медицины является область, связанная с изготовлением имплантатов. Здесь наметился определенный тренд в разработке временных имплантатов, которые могли бы, постепенно растворяясь в человеческом организме, замещаться костной тканью, при этом не нанося ему вреда. К наиболее перспективным материалам, отвечающим подобным требованиям относятся магниевые сплавы [1]. В настоящее время уже разработаны системы легирования, которые обеспечивают как хорошую биосовместимость этих материалов [2], так и высокие прочностные и усталостные свойства [3]. Однако к числу наиболее важных параметров для подобных сплавов относится коррозионно-усталостная долговечность, в области которой существуют две проблемы: материаловедческая – направленная на достижение оптимально высокого комплекса свойств, и методическая – связанная с корректностью проведения самих испытаний.

Ниже кратко перечислены некоторые особенности коррозионно-усталостных испытаний, которые следует учитывать для получения достоверных и воспроизводимых значений долговечности:

1. Необходимость использования специальной камеры и захватов, обеспечивающих отсутствие гальванической пары, появление которой может оказывать решающее влияние на долговечность [4];
2. Обоснованный выбор коррозионного раствора. Наиболее распространёнными являются растворы Рингера и Хэнкса, но используются и другие, например, Эрла. При этом достоверных данных о корреляции результатов испытаний одних и тех же материалов в разных средах сегодня не существует;
3. Выполнение требования по поддержанию постоянной температуры (как правило это  $37\pm 1^\circ\text{C}$ ) и pH среды, а также циркуляции и обновлению раствора;
4. Обоснованный выбор частоты циклического нагружения, так как от нее напрямую зависит время нахождения испытываемого материала в коррозионной среде и, соответственно, измеренная долговечность является функцией от частоты [5];
5. Учет геометрии образца: ввиду того, что толщина образцов, регламентированная стандартами, как правило, значительно больше толщины самих имплантатов, это может внести дополнительную погрешность при оценке ресурса готового изделия.

Без учета указанных факторов становится проблематичным сопоставление и анализ результатов, полученных разными учеными или исследовательскими группами.

*Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2021-0011.*

1. Li X., Liu X., Wu S., Yeung K. W. K., Zheng Y., Chu P. K. Design of magnesium alloys with controllable degradation for biomedical implants: From bulk to surface // *Acta Biomaterialia*. 2016. V. 45. P. 2–30
2. Merson D., Brilevsky A., et al. The Functional Properties of Mg–Zn–X Biodegradable Magnesium Alloys // *Materials*. 2020. Vol.13, № 3. 544.
3. Vinogradov A., Vasilev E., Kopylov V.I., Linderov M., Brilevsky A., Merson D. High Performance Fine-Grained Biodegradable Mg-Zn-Ca Alloys Processed by Severe Plastic Deformation // *Metals*. 2019. № 9. 186.
4. Linderov M., Vasilev E., Merson D., Markushev M., Vinogradov A. Corrosion Fatigue of Fine Grain Mg-Zn-Zr and Mg-Y-Zn Alloys // *Metals*. 2018. № 8. 20.
5. Linderov M., Brilevsky A., Merson D., Danyuk A., Vinogradov A. On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60 // *Materials*. 2022. 15. 567.

**ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В ПРОТОЧНОМ СВИНЦОВОМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823**

<sup>1,2</sup>Линник В.В., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1</sup>Алмаева К.В., <sup>1</sup>Аккузин С.А.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящее время для ядерных реакторов нового поколения во всем мире разрабатываются технологии жидкометаллических теплоносителей на основе тяжелых металлов [1–3]. Основными достоинствами таких теплоносителей являются термическая устойчивость, низкая активированность и высокая радиационная стойкость [3]. 9 – 12 %-ные ферритно-мартенситные стали рассматриваются как перспективные конструкционные материалы оболочек тепловыделяющих элементов проектируемых ядерных реакторов [4–5]. При использовании жидких металлов в качестве теплоносителей существуют трудности, связанные с их высокой агрессивностью по отношению к сталям, проявляющиеся в формировании оксидных слоев, изменениях микроструктуры поверхности и свойств материалов, а также в возможности их разрушения [3].

В настоящей работе проведено сравнительное фрактографическое исследование изломов образцов российской ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe-12Cr-Mo-W-Si-V-W-Nb), разрушенных в процессе испытаний на растяжение при 20 °С и 700 °С после длительного (1000 ч) контакта с проточным теплоносителем (концентрация кислорода  $\approx (4 - 8) \times 10^{-7}$  масс. %) при  $T = 580$  °С в сравнении с состаренными образцами, а также электронно-микроскопические исследования деформированной микроструктуры стали в области шейки образцов, растянутых при различных температурах. Сталь ЭП-823 выбрана в качестве одного из основных конструкционных материалов активной зоны инновационного реактора на быстрых нейтронах со свинцовым теплоносителем БРЕСТ-ОД-300.

Фрактографические исследования показали, что наличие коррозионной среды не оказывает существенного влияния на вид изломов стали как при комнатной, так и при повышенной температурах испытаний. Разрушение образцов стали ЭП-823 характеризуется значительной макролокализацией деформации с формированием шейки и развитым рельефом поверхности разрушения. При этом практически всю поверхность излома занимает радиальная зона распространения трещины, зона среза практически не визуализируется, особенно при высокой температуре испытаний. При температуре растяжения 700 °С относительное сужение в шейке значительно увеличивается.

Разрушение стали происходит по механизму вязкого ямочного (чашечного) излома, следов хрупкого разрушения квазисколом не обнаружено.

При 700 °С изменение характера разрушения заключается в увеличении размера ямок вязкого разрушения. Размеры ямок при 700 °С достигают 12 мкм, при 20 °С они значительно меньше и составляют 1 – 4 мкм. На дне ямок обнаруживаются частицы вторых фаз, которые являются карбонитридами, преимущественно на основе Мо. Такие частицы служат концентраторами напряжений и являются преимущественными местами зарождения крупных микропор.

Результаты исследований деформированной микроструктуры стали ЭП-823 в области шейки методом просвечивающей электронной микроскопии показали, что особенности сформированной при пластической деформации микроструктуры образцов определяются главным образом процессами отпуска ферритно-мартенситной структуры при термическом воздействии, а также температурой растяжения. При этом отличий между деформированной микроструктурой образцов с выдержкой и без выдержки в теплоносителе не обнаружено.

При комнатной температуре в области шейки образцов в результате пластической деформации происходит искривление мартенситных ламелей, а также фрагментация пластин мартенсита с формированием новых малоугловых границ разориентации. Ширина

мартенситных ламелей при этом составляет  $\approx 100 - 500$  нм, плотность дислокаций достигает значений  $\rho \approx 10^{11}$  см<sup>-2</sup>. В микроструктуре обнаружены карбиды  $M_{23}C_6$  (преимущественно на основе хрома и марганца) размерами от 50 до 200 нм, а также мелко- и грубодисперсные частицы карбонитридов типа MX (где M – Nb, Mo, V; X – C, O, N) преимущественно на основе ниобия.

Повышенная температура деформации (700 °С) сопровождается развитием процессов динамической полигонизации и начальных стадий динамической рекристаллизации. В микроструктуре формируются зерна феррита размерами от 200 нм до нескольких микрометров. Плотность дислокаций значительно ниже таковой после деформации при 20 °С и составляет  $\rho \approx 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. После деформации при 700 °С увеличивается объемная доля грубодисперсных карбидов  $M_{23}C_6$ , по сравнению с растяжением при комнатной температуре. Размеры таких частиц могут достигать 500 нм. Также обнаружено увеличение плотности и размеров мелкодисперсных частиц типа MX.

Таким образом, наличие коррозионной среды (жидкого свинца) не оказывает заметного влияния на вид изломов стали как при комнатной, так и при повышенной температуре испытаний  $T = 700$  °С – в интервале температур предполагаемой эксплуатации материала внутри активной зоны реактора. Наиболее значительные различия в изломах и в деформированной микроструктуре наблюдаются в зависимости от температуры растяжения (20 и 700 °С). Высокая температура старения также оказывает влияние на деформированную микроструктуру стали, способствуя активизации процессов отпуска ферритно-мартенситной структуры и выделения дисперсных частиц. Охрупчивающего влияния теплоносителя не обнаружено.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН № FWRW-2021-0008 и при поддержке гранта РФФИ №19-48-700020 p\_a и Администрации Томской области.*

1. Kurata Y., Futakawa M., Saito S. Comparison of the corrosion behavior of austenitic and ferritic/martensitic steels exposed to static liquid Pb–Bi at 450 and 550 °C // Journal of Nuclear Materials. 2005. Vol. 343. P. 333–340.
2. Бутаков Д.С., Голосов О.А., Николкин В.Н., Барыбин А.В., Хвостов С.С. Методический подход при исследовании массопереноса продуктов коррозии сталей в расплавленном свинце // Вестник ДИТИ. Физика и техника ядерных реакторов. 2019. № 1(18). С. 22–28.
3. Красин В. П., Крылова Е. В., Музычка А. Ю. Жидкометаллические теплоносители с точки зрения их совместимости с конструкционными материалами // Известия СПбГЭТУ «ЛЭТИ». 2016. № 3. С. 77 – 82
4. Tan L., Hoelzer D.T., Busby J.T., Sokolov M.A., Klueh R.L. Microstructure control for high strength 9 % Cr ferritic-martensitic steels // Journal of Nuclear Materials. 2012. V. 422. P. 45–50.
5. Polekhina N.A., Litovchenko I.Y., Tyumentsev A.N., Kravchenko D.A., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Effect of high-temperature thermomechanical treatment in the austenite region on microstructure and mechanical properties of low-activated 12% chromium ferritic-martensitic steel EK-181 // Technical Physics. 2017. Vol. 62. № 5. P. 736–740.

**НОВАЯ МАЛОАКТИВИРУЕМАЯ ХРОМОМАНГАНЦЕВАЯ АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ  
ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ**

<sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю., <sup>3</sup>Чернов В.М., <sup>1</sup>Аккузин С.А., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Алмаева К.В.,  
<sup>1,2</sup>Ким А.В., <sup>1,2</sup>Линник В.В., <sup>1,2</sup>Москвичев Е.Н.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

<sup>3</sup>АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

В настоящее время в качестве конструкционных материалов реакторов на быстрых нейтронах используются сложнoleгированные хромоникелевые стали аустенитного класса. В РФ в реакторах III-го поколения (БН-600, БН-800) это стали типа ЧС-68 (Fe-16Cr-15Ni-2Mo-Mn-Ti-V-B) и ЭК-164 (Fe-16Cr-19Ni-2Mo-2Mn-Nb-Ti-B). Эти стали обладают рядом привлекательных качеств, по сравнению с другими конструкционными материалами (повышенная жаропрочность, отсутствие склонности к низкотемпературному охрупчиванию), но не отвечают возрастающим требованиям ядерной энергетики, в том числе малой активированности (быстрого спада наведенной радиоактивности) за счет наличия в составе Ni и других высокоактивируемых элементов (Co, Mo, Nb). Для проектируемых реакторов деления нового IV-го поколения существует необходимость расширения интервала рабочих температур (до 700 °С для сплавов на основе Fe). В связи с этим ведется поиск новых составов сплавов и оптимизация их термомеханических обработок, обеспечивающих требуемые значения жаропрочности, радиационной стойкости, низкие значения радиационного распухания и склонности к радиационному охрупчиванию.

В настоящей работе предложен новый композиционный состав малоактивируемой аустенитной стали на хромоманганцевой основе с повышенным содержанием марганца и дополнительным легированием карбидообразующими элементами (Ta, Ti, V, Zr, W). Проведена опытная плавка нового состава весом 2,5 кг в вакуумной индукционной печи. После гомогенизации 1250 °С, 2,5 часа осуществлен высокотемпературный передел при 1200 °С с последующей горячей прокаткой на лист 1,5 и 3 мм. Проведен отжиг 1100 °С 1ч. с последующей закалкой в воду.

С помощью рентгенофлуоресцентного и атомно-эмиссионного спектрометров определен химический состав новой стали: Fe-29.6Mn-15Cr-1.6W-0.77Si-0.31Ta-0.26Ti-0.21V-0.07Zr-0.3C, вес. %. Высокоактивируемые элементы (Ni, Co, Mo, Al и др.) обнаружены в незначительном количестве.

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного фазового анализа изучены особенности микроструктуры, элементного и фазового состава новой аустенитной стали в горячекатанном и закаленном состоянии. Показано, что после закалки структура стали представлена преимущественно аустенитом с размером зерна десятки микрон. Дислокационная структура стали типична для материалов с низкой энергией дефекта упаковки. По границам и внутри зерен обнаружены грубодисперсные (1–5 мкм) частицы различной формы типа MC (M = Ti, Ta, Zr, W). Наноразмерные частицы (менее 10 нм) карбидов такого типа закрепляют дислокационную субструктуру стали.

Методом энергодисперсионного анализа показано наличие областей, обогащенных (до 24 вес. %) хромом. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии в этих областях обнаруживаются отдельные зерна  $\alpha$ -Fe, карбиды типа  $M_3C$  и  $\sigma$ -фаза. Наличие последней обнаружено в горячекатанных образцах методом рентгеноструктурного анализа. После закалки указанным методом показано наличие только аустенитной фазы. Обсуждаются корректировки содержания элементов с целью оптимизации фазового состава малоактивируемой аустенитной стали.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.*

## ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi

Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Гусаренко А.А., Гирсова Н.В, Бобров Д.И, Кашина О.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями функциональных сплавов. Они обладают хорошими прочностными характеристиками при высокой пластичности, высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью. Эти сплавы проявляют такие свойства как эффект памяти формы и эффект сверхэластичности. Тем не менее, повышение прочностных свойств сплавов на основе никелида титана без изменения химического состава для их применения в силовых конструкциях является актуальной задачей.

Одним из ключевых факторов, обуславливающих механические и функциональные свойства металлов и сплавов, является средний размер зёрен-субзёрен [1, 2]. Интенсивная (мегапластическая) деформация (ИПД) металлов и сплавов является эффективным способом измельчения зёренно – субзёренной структуры. Цель данной работы – исследовать влияние абс прессования на механические свойства двойного сплава на основе TiNi.

В качестве исследуемого материала был использован сплав Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>(ат.%). Деформирование образцов проводили методом абс прессования при 573 К. Исходные образцы были получены одним циклом абс прессования при 1073 К и представляли собой куб со сторонами 20 мм. Исходные образцы выдерживали в печи в течение 10 минут при 573 К, затем проводили их обжатие на гидравлическом прессе ДГ 2432А (600 т) в специальной пресс – форме со скоростью 0,16 – 0,18 с<sup>-1</sup>. Понижение температуры образцов после каждого этапа сжатия не превышало 10К. При каждом цикле абс прессования сжатие образцов проводили в трёх взаимно перпендикулярных направлениях. Величины заданных истинных деформаций  $\epsilon$  составляли 1.84, 3.60, 5.40, 7.43, 9.55. Испытание на растяжение образцов проводили при комнатной температуре на машине Walter+Bai AG LFM 125, с программным обеспечением «Dionpro». Начальная скорость растяжения образцов составляла 10<sup>-3</sup> с<sup>-1</sup>. Образцы для испытаний на растяжение были вырезаны на электроэрозионном станке в виде двойной лопатки с рабочей базой 7 мм. Для каждой величины истинной деформации заданной при абс прессовании испытывали 4 ÷ 6 образцов.

Было установлено, что после абс прессования механические свойства сплава Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> (ат.%) улучшаются. Уже при величине истинной деформации  $\epsilon = 1.84$  предел текучести образцов  $s_y$  равен 900±25 МПа, что в два раза выше, чем  $s_y$  исходных образцов. Также после первого цикла абс прессования наблюдалось незначительное повышение предела прочности до 1090±25 МПа. При дальнейшем повышении деформации предел текучести слабо возрастал до 1000±25 МПа (при  $\epsilon = 9.55$ ). При максимальной величине истинной деформации ( $\epsilon = 9.55$ ) предел прочности был равен 1190 ±25 МПа и превышал предел прочности исходных образцов на 15%. При этом было обнаружено, что напряжение начала площадки псевдотекучести не зависит от величины абс деформации и равно 180±25 МПа.

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

1. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical Properties of Nanocrystalline Materials // Progress in Material Science. 2006. V. 51. P. 427–556.
2. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 782–817.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕЗО-МАКРОРАЗРУШЕНИЙ ПО ПАРАМЕТРАМ ПОВЕРХНОСТНЫХ РАЗНООРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН

Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*

Проведены расчетно-экспериментальные и численные исследования упругопластических процессов разрушения на мезо – и макромасштабных уровнях. Рассматривается задача качественной и количественной интерпретации моделирования процессов малоциклового деформирования и разрушения с учетом параметров трещиностойкости нелинейной механики разрушения.

На основе [1–3] получена взаимосвязь характеристик локальных процессов разрушения на мезоуровне, зависящих от мезо-макрообъемности напряженно-деформированного состояния в вершине контура полуэллиптической трещины, с параметрами фрактальных образований ее поверхности разрушения и величин трещиностойкости при краевых нелинейных условиях нагружения.

Исследование развития поверхностных разноориентированных полуэллиптических малоцикловых трещин выполнялись на цилиндрических трубчатых образцах из сталей аустенитного класса типа 08X18H10T при амплитудных относительных номинальных макронапряжениях цикла  $\bar{\sigma}_n = \sigma_n / \sigma_{Ti}$ ; ( $\sigma_n$  – максимальное номинальное напряжение цикла нагружения;  $\sigma_{Ti}$  – локальный предел текучести материала). На рис. 1 представлены некоторые численные и экспериментальные результаты мезоанализа зоны разрушения для точек контура и поверхности трещины ( $\varphi$  – эллиптический угол трещины,  $t$  – толщина стенки образца,  $b$  и  $a$  соответственно малая и большая полуоси эллипса).

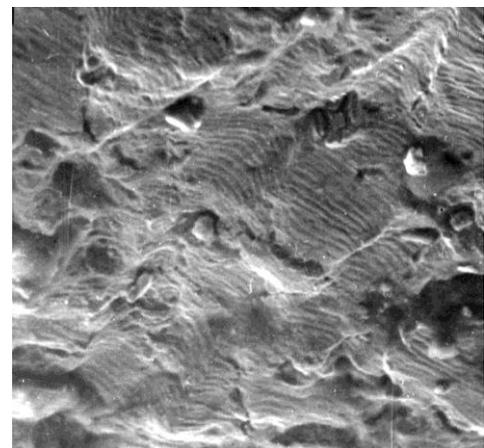
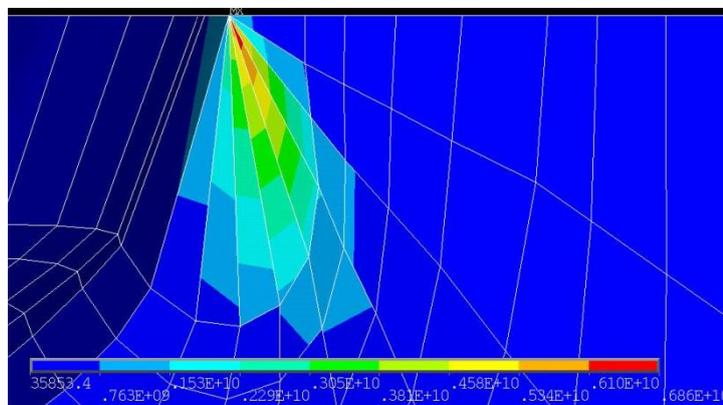


Рис. 1. Удельная пластическая работа деформирования в поверхностной точке трещины при  $\varphi = 0$ ,  $\bar{\sigma}_n = 1,85$ ,  $b/t = 0,5$ ,  $b/a = 0,8$  (а) и фрактографическое изображение (x1000) в вершине развивающейся малоцикловой поверхностной полуэллиптической трещины нормального отрыва (б)

В докладе показана приемлемость использования деформационного и энергетического критерия мезо-макrorазрушения для анализируемого случая [1, 3].

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект – 20-19-00769.*

1. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. Новосибирск, «Наука». – 2005. – 1110с.
2. Faidiga G., Zalosnik B. Determining a kink angle of a crack in mixed mode fracture using maximum energy release rate, SED and MTS criteria // Journal of Multidisciplinary Engineering and Technology. 2015. Vol. 2. P. 356–362.
3. Makhytov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // Procedia Structural Integrity. 2022. Vol. 39. P. 266–272.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АМг6

<sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>1</sup>Найденкин Е.В., <sup>1</sup>Лыкова О.Н., <sup>1</sup>Забудченко О.В., <sup>2</sup>Асанова Г.Т.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Совокупность таких свойств как малая плотность, хорошая тепло- и электропроводность, а также высокая коррозионная стойкость позволяет отнести алюминиевые сплавы к числу важнейших технических материалов. За последние годы был проведен значительный объем экспериментальных и теоретических исследований и опубликовано большое число работ по получению и исследованию структуры и свойств ультрамелкозернистых сплавов на основе алюминия, полученных методами интенсивной пластической деформации. Формирование ультрамелкозернистой структуры, повышает сверхпластичные свойства, снижая напряжения течения и увеличивая скорости деформации, что особенно важно при разработке алюминиевых сплавов для авиационной, автомобильной и других отраслей промышленности, допускающих формовку. Однако, процесс формирования ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации, например, методом равноканального углового прессования весьма трудоемкий, требующий специальной оснастки и достижения высоких степеней деформации ( $e > 8$ ).

В связи с вышеизложенным в данной работе проведено исследование влияние радиально-сдвиговой прокатки на эволюцию структуры, механические и сверхпластичные свойства алюминиевого сплава АМг6. Прокатку проводили на министане радиально-сдвиговой прокатки «14-40» при температуре 250 °С. Показано, что радиально-сдвиговая прокатка до  $e \sim 2.4$  позволяет уменьшить размер зерна в поперечном сечении с 200 до 5 мкм и получить в сплаве однородную мелкозернистую структуру (рис. 1).

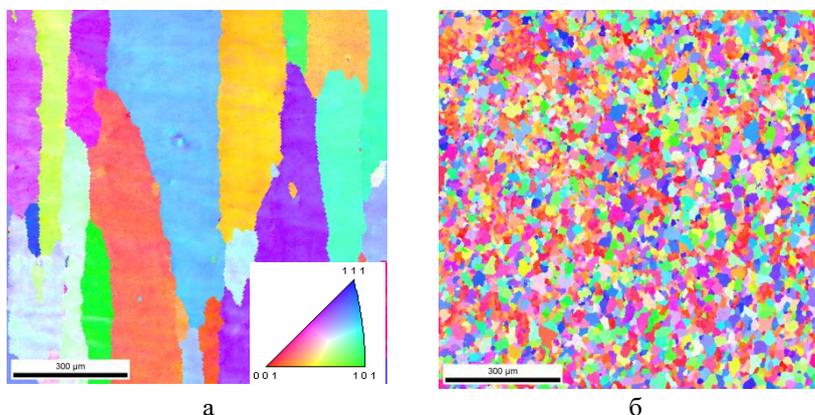


Рис. 1. Структура сплава АМг6: исходное состояние (а), после радиально-сдвиговой прокатки (б)

Формирование такой структуры приводит к повышению предела прочности сплава до 370 МПа, предела текучести до 200 МПа, соответственно. При этом изменения пластичности не наблюдается. Исследование термической стабильности полученной структуры показало, что рост зерен сплава (рекристаллизация) начинается после отжига 500 °С, 1 час. При этом

часовой отжиг при температуре 300 °С приводит к повышению величины микротвердости сплава до 1000 МПа. Рентгеноструктурные исследования показали, что отжижки при такой температуре приводят к увеличению параметра решетки сплава, что, по-видимому, связано с увеличением концентрации магния в твердом растворе.

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

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С 0,34%С

<sup>1,2</sup>Мишнев Р.В., <sup>1</sup>Борисова Ю.И., <sup>1</sup>Дидманидзе О.Н., <sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

<sup>2</sup>ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород

В современном мире возрастает спрос на качественную почвообработку и повышение ресурса сельскохозяйственной техники. Повышение требований к эксплуатационным характеристикам сельскохозяйственной техники обуславливает разработку новых экономнолегированных сталей с улучшенными механическими свойствами. К сталям, используемым в конструкциях почвообрабатывающих органов сельскохозяйственной техники, предъявляются определенные требования к механическим характеристикам (пластичности, прочности, относительного удлинения, вязкости, износостойкости и др.). Поэтому перспективным направлением модернизации сельскохозяйственной техники является разработка новых химических составов сталей, относящихся к третьему поколению АНСС-сталей, которые будут обладать улучшенными механическими свойствами.

В работе представлены результаты исследования механических свойств высокопрочной низколегированной стали 0,34C-Cr-Si-Mn-Mo после закалки и отпуска. Сталь была подвержена закалке с температуры 900°C и отпуску при температурах 200°C, 280°C, 400°C и 500°C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Структура исследуемой стали после закалки и отпуска представляет типичную структуру реечного мартенсита, формирующегося при закалке, и состоящего из исходных аустенитных зерен, разделенных на пакеты, блоки и рейки. Объемная доля аустенита, рассчитанная с использованием РЭМ в состоянии после закалки и отпуска, не превышает 0,2%. В исследуемой стали после закалки предел текучести, предел прочности и деформация до разрушения составили 1280 МПа, 1870 МПа, и 7,7% соответственно (рис. 1).

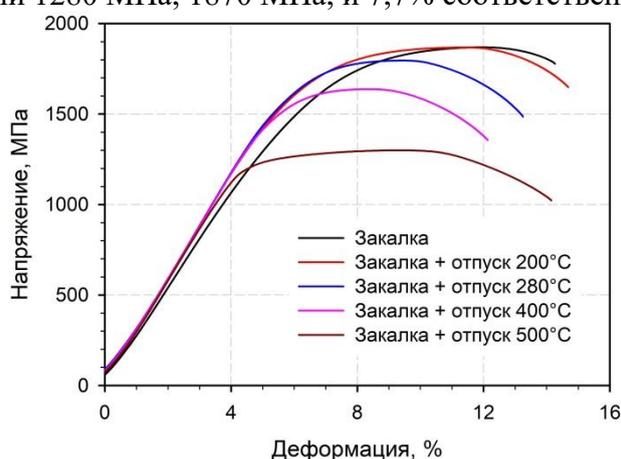


Рис. 1. Деформационные кривые исследуемой стали после термомеханической обработки, включающей закалку с 900°C и отпуск при температурах 200°C, 280°C, 400°C и 500°C

Дальнейший отпуск при температурах 200°C, 280°C и 400°C закаленной стали приводит к повышению предела текучести до 1430 МПа, 1490 МПа и 1420 МПа, соответственно. При этом при понижении температуры отпуска наблюдается падение прочности и рост пластичности. При температуре отпуска 500°C предел текучести, предел прочности и деформация до разрушения составили 1160 МПа, 1300 МПа, и 10,6% соответственно.

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

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМЕ НЕТКАНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В ВОДНОЙ СРЕДЕ

<sup>1</sup>Мороков Е.С., <sup>1</sup>Храмцова Е.А., <sup>2</sup>Антипова К.Г., <sup>2</sup>Крашенинников С.В.,  
<sup>2</sup>Луканина К.И., <sup>2,3</sup>Григорьев Т.Е.

<sup>1</sup>Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва

<sup>2</sup>НИЦ Курчатовский Институт, Москва

<sup>2</sup>Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Долгопрудный

Полимерные нетканые материалы (рис. 1а) являются многообещающими объектами в тканевой инженерии и регенеративной медицине, где полимерные матриксы имитируют внеклеточный матрикс ткани. Создание и исследование искусственных каркасов с контролируемой микроструктурой и свойствами являются основной задачей в тканевой инженерии. Органы и ткани в организме обладают различными механическими свойствами в зависимости от их функциональности, поэтому искусственные матриксы должны иметь механическое поведение, подобное внеклеточному матриксу, в условиях, близких к живым организмам, прежде всего в водных средах. Существует несколько методов, обеспечивающих исследование в водной среде, в том числе методы, основанные на ультразвуковых сфокусированных пучках, неинвазивных для биологических объектов.

В этой работе мы обсудили поведение при растяжении поли(L-лактидных) нетканых каркасов с использованием высокочастотной ультразвуковой микроскопии в сочетании с горизонтальной испытательной машиной, которая обеспечивает визуализацию реорганизации и трансформации объемной микроструктуры в динамике. Выявлены механизмы разматывания, удлинения, ориентации и деформации волокон при одноосном растяжении. Пластичную деформацию от 100 до 400 % мы связывали с образованием множественных перетяжек в волокнах, что вызывало релаксацию напряжений и значительное разрежение волокнистой микроструктуры. Показано, что оба пика на кривой растяжения (рис. 1б) соответствуют микроструктуре при ориентации волокон исходного диаметра и утонченных.

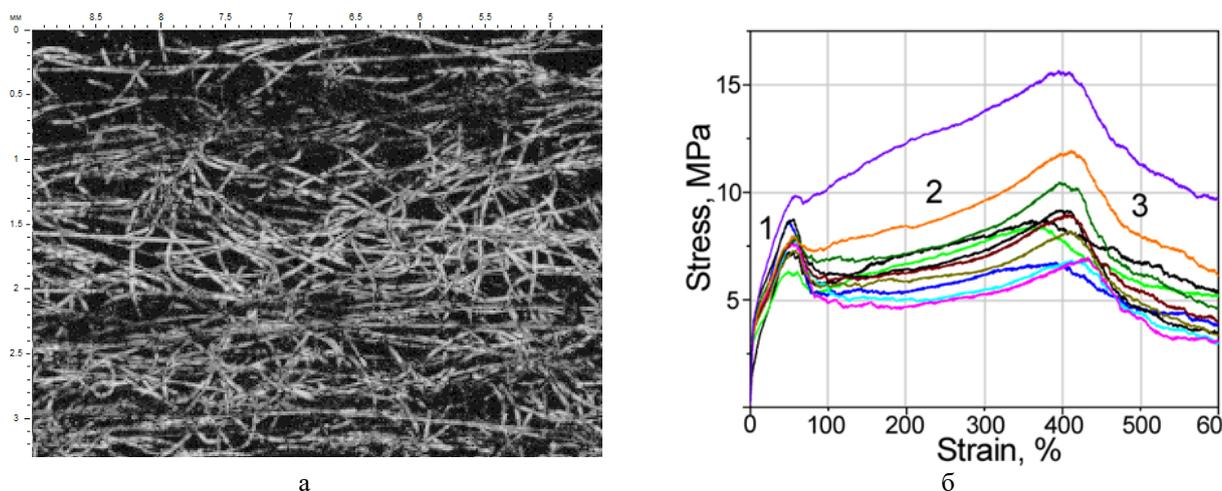


Рис. 1. Ультразвуковое изображение микроструктуры в объеме полимера при деформации 30% (а) и диаграмма нагружения нетканых образцов (б)

Ультразвуковые исследования выполнены в рамках проекта РФФ № 22-72-00043, работы по изготовлению полимеров и анализу механических свойств выполнены в рамках финансирования НИЦ «Курчатовский Институт» (тема №2755, 28.10.2021).

**ПРОЦЕССЫ МНОГОМАСШТАБНОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ  
СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ  
ЗАГОТОВОК ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА  
КАЧЕСТВО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ВЫПОЛНЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-  
ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ**

Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В.

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

Из аналитической оценки известно [1, 2], что основными дефектами неразъемных соединений (НС) при изготовлении титановых конструкций летательных аппаратов (ЛА), выполняемых сваркой плавлением, более 45 % составляют поры, вызывающие снижение механических свойств, трудоемкость при исправлении дефектов и возможные катастрофы в процессе эксплуатации ЛА.

Многообразие работ по исключению пористости в НС металла шва титановых конструкций направлено не на улучшение качества стыкуемых поверхностей, а на интенсификацию процессов удаления уже образовавшихся пор из расплавленной ванны. Остается нерешенным вопрос образования пор в металле шва при ЭЛС в глубоком вакууме.

Исследованиями [3] установлено, что важнейшую роль на порообразование, в процессе сварки титановых сплавов, играет влага в объеме дефектов торцевой поверхности, которая диссоциирует и абсорбирует атмосферу дуги кислородом и водородом, что позволяет количественно определить последний спектральным методом [4].

В работе [5] было предложено использовать в качестве критерия оценки качества подготовки поверхности заготовок и проволоки для НС, при сварке титановых конструкций сваркой плавлением, насыщенность капиллярно-конденсированной влагой (ККВ). Первые исследования влияния разделительных операций на качество подготовки стыкуемых кромок и проволоки по критерию насыщенности ККВ, показали удовлетворительные результаты. Используя этот критерий в работе [6] было найдено одно из перспективных направлений получения беспористых НС при изготовлении титановых конструкций сваркой плавлением – высокоскоростная механическая обработка.

Для обработки резанием использованы два образца из сплава ВТ20 с габаритными размерами 10×20×220. Первый образец обработан с использованием фрезы со сколами на радиусах и режущей части, которая была сдана на списание (изношенный инструмент). Второй образец обработан новой фрезой без видимых сколов и повреждений (новый инструмент). Режимы резания представлены в таблице 1. Обработку резанием плоскости образцов из титанового сплава ВТ20 производили как цилиндрическим, так и торцевым фрезерованием концевой фрезой МТ190VB-016Z16R05-32-L100-Т (СКИФ-М, Россия). Содержание водорода определяли спектральным методом с применением низковольтного и импульсивного разряда методом 3 эталонов на спектрографе ИСП51 в соответствии с ОСТ 1 90034-81. Насыщенность поверхности капиллярно-конденсированной влагой оценивали по отношению поверхностного содержания водорода к содержанию в основном металле:

$$N = \frac{H_p}{H_o},$$

где  $H_p$  – поверхностное содержание водорода;  $H_o$  – содержание водорода в основном металле.

Таблица 1. Режимы резания образцов из сплава ВТ20

Режим	Номер прохода					
	1	2	3	4	5	6
Обороты, об/мин	400	500	600	700	800	900
Подача, мм/мин	60	70	80	90	100	110
Скорость резания $V_{рез}$ , м/мин	20	25	30	35	40	45

Как видно из данных рисунка 1 и таблицы 1, при традиционных режимах резания сплава ВТ20 наблюдается неравномерное распределение значений шероховатости поверхности (скорости резания  $V = 20 \dots 30$  м/мин). При переходе к высокоскоростной обработке сплава ВТ20 (скорости резания  $V = 35 \dots 45$  м/мин) устанавливается практически равномерное распределение параметров шероховатости. При этом необходимо отметить, что при торцевом фрезеровании плоскости сплава ВТ20 показатели шероховатости практически на порядок меньше показателей при цилиндрическом фрезеровании плоскости образцов.

Также установлено, что высокоскоростная механическая обработка позволяет практически полностью исключить насыщение поверхностного слоя водородом, особенно это касается торцевого фрезерования сплава ВТ20 (см. рисунок 1, б). Содержание водорода в основном металле образцов из сплава ВТ20 составляет  $H_2 = 0,0013\%$ , а в поверхностном слое  $H_2 = 0,0015 \dots 0,0017\%$ .

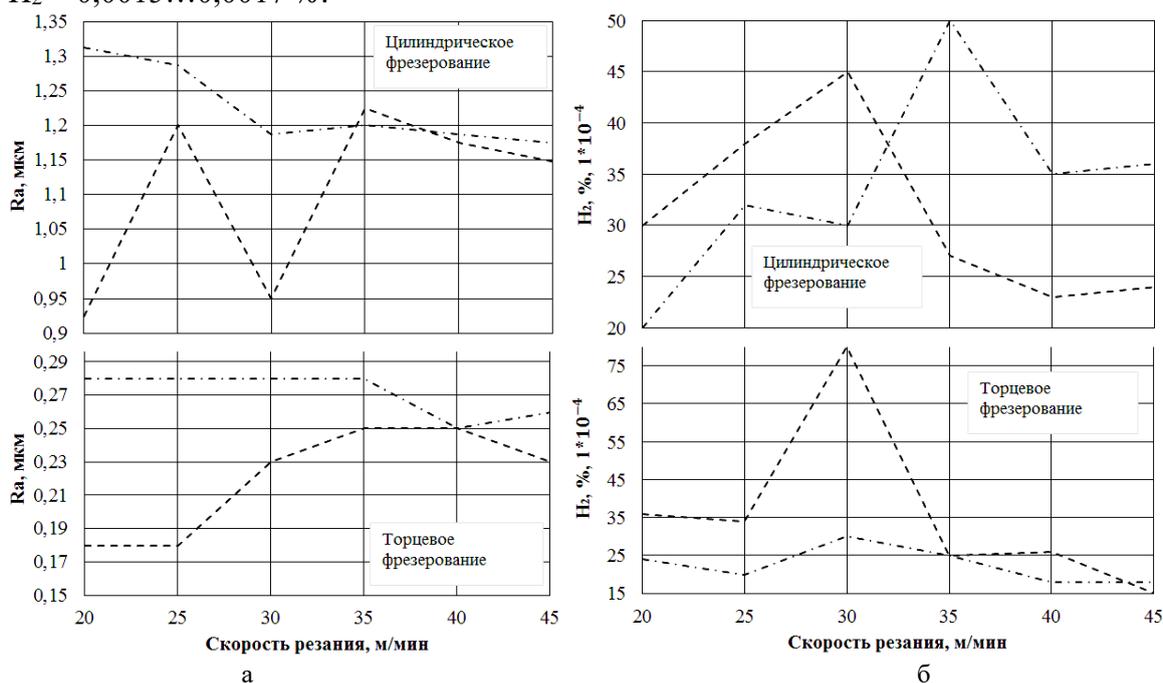


Рис. 1. Влияние режимов механической обработки на шероховатость поверхности (а) и изменение содержания водорода (б) образцов из сплава ВТ20.  
 - · - · - изношенная фреза; - - - - новая фреза

Полученные результаты были апробированы в технологическом процессе электронно-лучевой сварки (ЭЛС) на установке КЛ-144 (КнААЗ им. Ю. А. Гагарина). Апробирование произведено на сплаве ВТ20 толщиной 30 мм после высокоскоростной механической обработки заготовок под сварку торцевым и цилиндрическим фрезерованием. После сварки произведён радиографический контроль с использованием аппарата РАП 150/300, недопустимых дефектов, согласно РТМ 1.4.1379-84, не обнаружено.

1. Редчиц В.В., Фролов В.А., Казаков В.А., Лукин В.И. Пористость при сварке цветных металлов. М: Изд-во Технология машиностроения. – 2002. – 448 с.
2. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Долотов Б.И. Обеспечение надежности конструкций из титановых сплавов. Москва, Эком. – 2009. – 752 с.
3. Редчиц В.В., Никифоров Г.Д., Фролов В.В., Колачев Б.А. Основные закономерности образования пор при сварке плавлением титана и его сплавов. Сварочное производство. 1987. № 5. С. 28–30.
4. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В. и др. Исследование влияния электронно-лучевой сварки титановых сплавов на распределение водорода в сварном шве // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2019. Т. 18, № 4. С. 157–168.
5. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З, Физулаков Р.А. Накопление водорода в поверхностном слое Ti-заготовок при изготовлении конструкций // Металлургия машиностроения. 2011. № 6. С. 23–29.
6. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В. Влияние режимов механической обработки стыкуемых кромок на качество неразъемных соединений, выполненных сваркой плавлением, при сборке титановых конструкций летательных аппаратов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2021. № 6(735). С. 67–79.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И ХРУПКОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ TiNi И TiFe С ПОМОЩЬЮ КРИТЕРИЕВ ПЕТТИФОРА И ПЬЮ

<sup>1</sup>Муслов С.А., <sup>2</sup>Сухочев П.Ю.

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО МГМСУ им. А.И. Евдокимова, Москва

<sup>2</sup>МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва

Физические и механические свойства, кристаллическая и электронная структура соединений TiNi и TiFe весьма широко представлены в литературе. В В2-соединении TiFe изоморфной высокотемпературной модификации никелида титана не происходит мартенситных превращений при охлаждении, по крайней мере, до 4,2 К [1]. В сплавах же на основе TiNi высокотемпературная ОЦК В2-фаза, упорядоченная по типу CsCl, может подвергаться при понижении температуры мартенситным превращениям по двум каналам: В2→В19' и В2→R→В19', в зависимости от состава и термомеханической обработки, здесь В19' и R – моноклинная и ромбоэдрическая фазы, соответственно.

Для кристаллов TiNi в отличие от TiFe, модули Юнга вдоль высоко симметричных направлений подчиняются неравенству  $E_{100} < E_{110} < E_{111}$ , а модули сдвига –  $C' < c_{44}$ . У Ti<sub>50</sub>Fe<sub>50</sub>, наоборот,  $E_{100} > E_{110} > E_{111}$  и  $C' > c_{44}$  (отрицательная анизотропия). Это означает, что кристаллическая решетка TiFe более податлива к сдвигу в базовой плоскости {100}, чем к “зинеровскому” сдвигу {110}<110>. Минимальное значение коэффициента Пуассона кристаллов TiNi 0.10, максимальное – 0.73, у TiFe – 0.19 и 0.43, соответственно [2]. При малых (1-3 ат. %) концентрациях атомов Fe в сплавах разреза TiNi-TiFe сплавы этой группы обладают достаточно высокой пластичностью [3]. Максимальная пластичность наблюдается в сплавах с 1 и 2 ат. % Fe, пластичность заметно меньше в сплаве с 3 ат. % Fe. Только в сплавах переходного состава с 10 и в меньшей степени с 15 ат. % Fe еще наблюдается незначительная пластичность. В сплавах с более высокой концентрацией атомов Fe и в итоге в TiFe пластичность не обнаружена. Несмотря на то, что упругие постоянные  $c_{ij}$  обоих интерметаллидов определены [4], аспекты пластичности и хрупкости TiNi и TiFe с помощью известных критериев Петтифора и Пью до сих пор не обсуждались. Известно, что критерий Петтифора [5] определяется посредством давления Коши, которое равно разнице между двумя упругими константами  $c_{12}$  и  $c_{44}$ :

$$p_c = c_{12} - c_{44}. \quad (1)$$

Установлено, что материал с ненаправленными металлическими связями по своей природе пластичен и имеет положительное давление Коши  $p_c > 0$ , тогда как материал при отрицательном давлении Коши обладает направленной ковалентной связью и по своей природе хрупкий. Критерий пластичности/хрупкости материалов, использующий соотношение Коши, получил название критерия Петтифора.

Является ли материал пластичным или хрупким характеризует также значение коэффициента Пью – отношения модуля всестороннего сжатия В к модулю сдвига G: В/G. Для кубических кристаллов объемный и сдвиговой модули можно найти по формулам:

$$B = \frac{c_{11} + 2c_{12}}{3}, \quad G = \frac{c_{11} - c_{12} + 3c_{44}}{5}. \quad (2)$$

Согласно этому критерию материал ведет себя пластично, если  $B/G > 1.75$ , в противном случае он является хрупким [6]. Следует отметить, что ряд авторов предлагают использовать другие критические значения  $G/B$  0.57-0.6, а для металлических стекол даже 0.41-0.43 [7]. В результате в попытках предсказать, будет ли материал хрупким или пластичным, может использоваться один или другой из двух критериев (Петтифора или Пью).

Результаты анализа представлены в таблице 1. Из неё следует, что давление Коши всех исследованных интерметаллидов больше нуля независимо от того каким способом были получены данные по упругим постоянным кристаллической решетки – опытным или расчетным путем. Таким образом, критерий Петтифора для сплавов TiFe не выполняется. Однако отметим, что давление Коши интерметаллида TiNi существенно выше, чем у TiFe,

особенно по данным [8] (почти в 6 раз). Снижение параметра  $\rho_c$  сплавов TiNi-TiFe по величине при замене атомов никеля на атомы железа говорит об уменьшении пластичности данных интерметаллидов одновременно с повышением устойчивости В2 фазы по отношению к мартенситным превращениям, что соответствует опытным данным.

Таблица 1. Упругие постоянные, коэффициент упругой анизотропии, модули всестороннего сжатия и сдвига, давление Коши и отношения В/G TiNi и TiFe

	$c_{11}$	$c_{12}$	$c_{44}$	A	B	G	$\rho_c$	B/G( $c_{ij}$ )	B/G(A)	Источн ик
TiNi	164.5	133.5	33.0	2.13	143.83	26.00	100.5	5.53	1.78	[4]
TiFe	309.0	104.0	69.0	0.67	172.33	82.40	35.0	2.09	1.70	[4]
	372.1	102.5	70.4	0.52	192.37	96.16	32.1	2.00	1.75	[9]
	386.0	98.0	74.0	0.51	194.00	102.00	24.0	1.90	1.75	[10]
	390.4	93.1	75.4	0.51	192.20	104.70	17.7	1.84	1.76	[8]

Отношение B/G( $c_{ij}$ ), рассчитанное на основании упругих постоянных с помощью формул (2) также выше у соединения TiNi, у TiFe оно ниже, но уменьшаясь, не достигает критических значений. Коэффициент корреляции между давлением Коши и отношением Пью составил 96.76 % ( $p < 0.001$ ), что свидетельствует о сильной взаимной связи между этими параметрами.

Существует критерий Пью, определенный через коэффициент упругой анизотропии  $A = c_{44} / C'$  [7]. Согласно этому критерию, для пластичных материалов с кубической кристаллической структурой должно выполняться следующее неравенство:

$$\frac{B}{G} > \frac{5(2A+3)(2+3A)}{3(3A^2+19A+3)}. \quad (3)$$

Соответственно, условие пластичности Петтифора  $\rho_c > 0$  становится эквивалентным условию Пью при модификации с учетом упругой анизотропии.

Из таблицы видно, что неравенство (3) выполняется для всех исследованных соединений, однако менее явно для хрупких интерметаллидов TiFe и в меньшей мере (4 %) – по данным [8].

По мнению авторов [11] в основе изменения пластичности лежит изменение характера химической связи при переходе от TiFe к TiNi. Было предположено, что в первом соединении преобладают направленные ковалентные связи, а в последнем заметную роль играет металлическая составляющая сил связи, что и обуславливает высокую пластичность TiNi. Последующими расчетами электронной структуры обоснованность этого предположения была подтверждена.

1. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана. Структура и свойства. М.: Наука. – 1992. – 160 с.
2. Муслев С.А., Лотков А.И., Арутюнов С.Д. Экстремумы упругих свойств кубических кристаллов // Известия ВУЗов. Серия Физика. 2019. Т. 62, № 8(740). С. 102–111.
3. Закревский И.Г., Кокорин В.В., Муслев С.А. и др. Мартенситные превращения и свойства сплавов TiNi-TiFe // Металлофизика. 1986. Т.8, № 6. С. 91–95.
4. Муслев С.А. Предмартенситные состояния в монокристаллах сплавов TiNi-TiFe и TiNi-TiCu: (01.04.07): Дис. на соиск. учен. степ. канд. физ.-мат. наук / Том. гос. ун-т им. В. В. Куйбышева, 1987. – 166 с.
5. Pettifor D. Theoretical predictions of structure and related properties of intermetallics // Mater. Sci. Technol. 1992. V. 8. P. 345–349.
6. Pugh S.F. Relations between the Elastic Moduli and the Plastic Properties of Polycrystalline Pure Metals // Philos. Mag. 1954. V. 45. P. 823–843.
7. Senkov O.N., Miracle D.B. Generalization of intrinsic ductile-to-brittle criteria by Pugh and Pettifor for materials with a cubic crystal structure // Scientific Reports. 2021. V.11, Article number 4531.
8. Weizong Bao, Dan Liu, Yonghua Duan et al. First principles predictions of anisotropies in elasticity and sound velocities of CsCl-type refractory intermetallics: TiTM, ZrTM and HfTM (TM = Fe, Ru, Os) // Philos. Mag.. 2019.
9. Yong Cao, Penghui Luo, Yang Xu et al. Theoretical prediction of anisotropic in elasticity, density of states and thermodynamic properties of Ti-X (X=Fe,Co,Zn) // The Europ. Phys. Journal B. 2021. V. 94, Article number: 246.
10. Интернет-ресурс. ELATE: Elastic tensor analysis. URL: <http://progs.coudert.name/elate/mp?query=mp-305>.
11. Батулин А.А., Лотков А.И. Природа изменения пластичности в ряду В2-интерметаллидов TiFe → TiCo → TiNi. // Сб. тез. конф. “Физическая мезомеханика”. Томск, 2011. – с. 320–322.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТАДИЙНОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА**

Надежкин М.В., Баранникова С.А., Чалов Д.Д., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

К настоящему времени установлено, что пластическое течение протекает локализовано в условиях активного нагружения и ползучести на примере моно- и поликристаллических металлов, и сплавов разного состава [1]. Однако влияние твердорастворного упрочнения на эффекты макроскопической локализации пластической деформации сплавов изучено не достаточно. Настоящая работа посвящена исследованию стадийности и локализации пластического течения при одноосном растяжении плоских образцов промышленных медно-никелевых сплавов, диаграмма состояния которых характеризуется образованием в процессе кристаллизации непрерывного ряда ГЦК твердых растворов (Cu, Ni). Данные исследования имеют огромное практическое значение, так как повышение содержания Ni значительно повышает механические и термоэлектрические свойства, а также коррозионную стойкость Cu-Ni сплавов конструкционного и электротехнического назначения.

Исследования локализации пластической деформации были выполнены на сплаве Cu-40 ат. %Ni-1,5 ат. %Mn (константан). Для снятия внутренних напряжений перед испытаниями образцы отжигались в вакууме. Микроструктуру материалов определяли методом оптической металлографии на микроскопе Neophot-21. Методика приготовления металлографического шлифа была стандартной и включала в себя шлифовку и полировку, а также травление для выявления границ зерен. Механические испытания на растяжение дополнялись применением измерительного комплекса ALMEC-iv, предназначенного для цифрового анализа полей векторов смещений точек на плоской поверхности образцов (цифровая корреляция изображений) и цифровая статистическая спекл-фотография [1].

Установлено, что в исследованном Cu-Ni сплаве кривая пластического течения имеет параболическую форму, а локальные деформации распределены по образцу неоднородно. Механическая прочность и пластичность сплава с повышением температуры испытаний до 200 °C снижаются по сравнению с комнатной температурой. Пластичность уменьшается на 10% с 46,1±0,8 % до 36,5±0,1% общей деформации, а предел прочности снижается с 423±4 МПа до 369±2 МПа. Повышение температуры приводит к увеличению протяженности площадки текучести в два раза по сравнению с комнатной температурой. За площадкой текучести следуют стадии линейного и параболического деформационного упрочнения, продолжительность которых изменяется незначительно с повышением температуры испытаний.

Кинетические характеристики локализованной пластичности оценивались по *X-t* диаграммам [1], построенным на основе анализа распределений продольной компоненты тензора дисторсии. Для анализа использовались распределения локальных деформаций (зависимости положения центральной точки максимума локальных удлинений вдоль оси растяжения или от времени) на разных стадиях деформационного упрочнения. Данные диаграммы содержат количественную информацию о величинах скоростей движения, пространственных периодов зон локализации деформации и режимах их движения. Установлено влияние температуры на параметры локализованной пластичности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, а также при частичной поддержке гранта РФФИ № 20-08-00305-А.*

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

**ПАРАМЕТРЫ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В АЛЮМИНИИ В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ**

Надежкин М.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проблема пластического течения твердых тел имеет непреходящее научное значение. Несмотря на более чем двухсотлетний период интенсивных исследований, она до сих пор далека от своего завершения, поскольку в рамках традиционных подходов явно недостаточно внимания уделялось учету взаимодействия нагружающего устройства и исследуемого объекта. Главным результатом, полученным при исследовании локализации пластического течения, является обнаружение универсального характера локализации пластической деформации и общности форм его проявлений в материалах [1]. Локализация сопровождается пластической деформацией от начала до конца (до разрушения), принимая на этом пути различные закономерно меняющиеся формы. Это характерно для моно- и поликристаллов металлов и сплавов, в поликристаллах с разным размером зерна, в материалах с разными механизмами пластической деформации. Удалось выяснить, что в режиме нагружения с постоянной скоростью (активная деформация) формы локализации слабо зависят от структуры и типа кристаллической решетки исследуемого материала и почти полностью определяются действующими на соответствующей стадии процесса законами деформационного упрочнения материала [1]. В тоже время испытания в режиме ползучести часто являются более информативными, так как результаты макроскопических измерений позволяют определять тип и активационные параметры микромеханизмов, контролирующего пластическое течение.

В настоящей работе испытания на ползучесть проводились при 300 К на плоских образцах технически чистого алюминия марки А5 (99,5% Al) при различных уровнях напряжений выше предела текучести и анализировалась эволюция полей перемещений методом корреляции цифровых изображений. В процессе деформации с момента приложения нагрузки непрерывно фиксировалась деформация удлинения образца как функция времени. Типичные кривые ползучести для напряжений в интервале 50-58 МПа содержат три характерные для низкотемпературной ползучести стадии: истощающуюся (логарифмическую), установившуюся и ускоренную. Основное внимание было уделено участкам установившейся ползучести, где скорость процесса постоянна и было проведено сопоставление с параметрами эволюции распределений локальных деформаций.

На стадиях установившейся ползучести распределения компоненты локальных удлинений тензора пластической дисторсии по образцу оказались периодическими при всех использованных напряжениях. Они подобны картинкам, характерным для стадий параболического деформационного упрочнения при активном нагружении [1]. Показано, что пластическая деформация в каждый момент локализована в определенных эквидистантно расположенных зонах образца. Соседние зоны при этом практически не деформируются. Пространственный период системы очагов локализации остается постоянным в течение всего процесса установившейся ползучести, но коррелирует с величиной деформирующего напряжения. Скорость ползучести в диапазоне исследуемых напряжений изменялась на два порядка от 0,003 до 0,3 мм/мин. Определены активационные параметры процесса ползучести.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 21-19-00075.*

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

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НОРМАЛИЗАЦИИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Никитин И.С., Федосеева А.Э.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

В работе была исследована теплотехническая 10%Cr–3%Co–3%W–0.2%Re сталь с пониженным содержанием азота и повышенным содержанием бора, предназначенная для изготовления роторов и лопаток паровых турбин новых энергоблоков тепловых электростанций, способных работать при суперсверхкритических параметрах пара ( $T=620^{\circ}\text{C}$ ,  $P=25\text{--}30$  МПа [1]). Термическая обработка, состоящая из нормализации с  $1050\text{--}1100^{\circ}\text{C}$  с последующим среднетемпературным отпуском, определяет структуру и механические свойства. Известно, что увеличение размера зерна благоприятно влияет на жаропрочные свойства мартенситных сталей, но может негативно сказываться на сопротивлении ударным нагрузкам. Добиться большего размера зерна можно за счет повышения температуры нормализации стали. Так, при повышении температуры нормализации на  $50^{\circ}\text{C}$ , средний размер исходного аустенитного зерна (ИАЗ) увеличивается в 2 раза (50 мкм при  $1050^{\circ}\text{C}$  против 100 мкм при  $1100^{\circ}\text{C}$ ). Повышение среднего размера зерна обеспечивает многократный прирост времени до разрушения при испытаниях на ползучесть при температуре  $650^{\circ}\text{C}$  [2]. При этом величины ударной вязкости KCV при комнатной температуре составляют  $175\pm 3$  и  $199\pm 3$  Дж/см<sup>2</sup> для образцов, подвергнутых нормализации с  $1050^{\circ}\text{C}$  и  $1100^{\circ}\text{C}$ , соответственно, с последующим отпуском при  $770^{\circ}\text{C}$ . Повышение размера зерна в 2 раза не приводит к потере сопротивления ударным нагрузкам при комнатной температуре, обеспечивая одинаковые величины работы разрушения.

Для оценки стадийности изменения прикладываемой нагрузки и поглощённой энергии на рис. 1 приведены зависимости прикладываемой нагрузки от перемещения бойка молота копра.

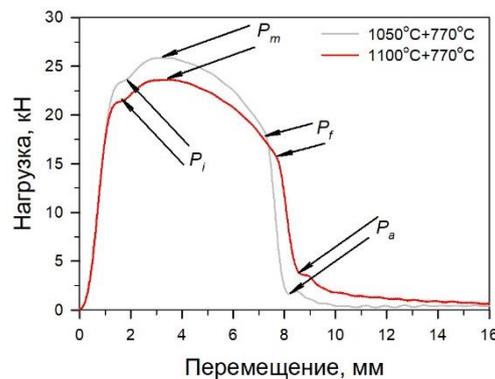


Рис. 1. Зависимость прикладываемой нагрузки от перемещения бойка молота

На рис. 1 отмечены критические точки диаграммы, отражающие начало различных стадий разрушения, в частности  $P_i$  – нагрузку, необходимую для зарождения трещины,  $P_m$  – максимальную нагрузку,  $P_f$  – нагрузку, соответствующую началу нестабильного распространения трещины и  $P_a$  – нагрузку, соответствующую началу образования зоны губ среза. Данные по нагрузкам  $P_i$ ,  $P_m$ ,  $P_f$  и  $P_a$  представлены в таблице 1.

В соответствии с источником [3] напряжения в образце Шарпи при испытаниях на ударную вязкость возможно рассчитать по формуле (1):

$$\sigma = \frac{\beta \cdot S \cdot P}{2 \cdot C_f \cdot (W - a)^2 \cdot B} \quad (1)$$

где  $\sigma$  – напряжение, МПа,  $S$  – рабочая длина образца Шарпи, мм,  $P$  – нагрузка, Н,  $W$  – ширина образца, мм,  $B$  – толщина образца, мм,  $a$  – глубина выреза, мм,  $C_f$  – ограничительный фактор, зависящий от конфигурации инструментального копра, значение которого 1,36,  $\beta$  – постоянная, зависящая от параметра  $b=2$  в критерии Треска.

Однако, к расчету с использованием этой формулы стоит относиться с осторожностью, поскольку напряжения, имеющие какой-либо физический смысл, возможно рассчитать только до нагрузки  $P_i$ , так как после достижения этой нагрузки образец испытывает значительную пластическую деформацию и изменение формы, что не учитывается в формуле. Таким образом, для образцов после различных температур нормализации (1050 и 1100°C) были рассчитаны напряжения, необходимые для зарождения трещины  $\sigma_i$ , которые представлены в таблице 1.

Таблица 1. Динамические параметры, рассчитанные по диаграмме *Нагрузка-Перемещение*

Температура нормализации °С	$P_i$ , кН	$\sigma_i$ , МПа	$P_m$ , кН	$P_f$ , кН	$P_a$ , кН	$E_i$ , Дж	$E_p$ , Дж	$E_{total}$ , Дж
1050	23,20	1064	25,65	19,52	2,31	25,5	136,6	162,1
1100	21,50	986	23,70	15,03	3,82	24,8	143,2	168,0

Из таблицы 1 видно, что напряжения, необходимые для зарождения трещины в исследуемой 10%Cr стали выше на ~80 МПа после нормализации с 1050°C, по сравнению с нормализацией с 1100°C. Так, увеличение размера ИАЗ в два раза привело к снижению напряжения зарождения трещины на ~7%. Похожая закономерность была обнаружена и в отношении максимальной нагрузки, так,  $P_m$  для образца, нормализованного с 1050°C на ~8% превышает  $P_m$  для образца, нормализованного с 1100°C. Различия в нагрузках начала нестабильного распространения трещины более значительны: так  $P_f$  после нормализации с 1050°C на 30% больше чем после нормализации с более высокой температуры. При этом нагрузка, необходимая для инициализации образования зоны губ среза ( $P_a$ ) после нормализации с 1100°C в 1,7 раза больше, чем после нормализации с 1050°C.

Оценка вкладов компонентов работы зарождения ( $E_i$ ) и распространения трещины ( $E_p$ ) выявила, что на работу зарождения трещины приходится 16 и 13% от всей затраченной энергии разрушения для исследуемой стали с размером зерна 50 и 100 мкм, соответственно.

Отметим, что величина ударной вязкости KCV исследуемой стали после обоих режимов термической обработки в 3–4 раза превышает требования, предъявляемые к жаропрочным сталям для лопаток паровых турбин (59 Дж/см<sup>2</sup>) по ГОСТ 18968–73.

Можно заключить, что увеличение температуры нормализации с 1050 до 1100°C, несмотря на незначительное снижение сопротивлению зарождения трещины, не приводит к потере сопротивления ударным нагрузкам при комнатной температуре, обеспечивая одинаковые величины ударной вязкости в исследуемой 10%Cr–3%Co–3%W–0.2%Re стали.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 19-73-10089. Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

1. Abe F., Kern T.U., Viswanathan R. Creep-resistant steels. Woodhead: Publishing, Cambridge. – 2008.
2. Никитин И.С., Федосеева А.Э. // Тезисы докладов международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», 6–10 сентября 2021, С. 230. <https://doi.org/10.17223/978-5-907442-03-0-2021-143>.
3. Chaouadi R., Fabry A. // Eur. Struct. Integr. Soc. 2002. № 30. P. 103–117. [https://doi.org/10.1016/S1566-1369\(02\)80011-5](https://doi.org/10.1016/S1566-1369(02)80011-5).

**ДОЛГОВЕЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ  
КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ  
ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ**

Оборин В.А., Банников М.В., Соколов М.А., Ледон Д.Р., Наймарк О.Б.  
*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Экспериментально реализована программа испытаний по последовательному динамическому и гигацикловому нагружению (количество циклов  $10^8$  -  $10^9$ ) специально изготовленных образцов из сплава АМгб, ВТ-6 в условиях лабораторных экспериментов, соответствующих распространенной в приложениях ситуации – катастрофическому уменьшению прочности элементов авиационных двигателей (лопаток вентиляторов) при случайном высокоскоростном соударении с твердыми частицами и последующем снижении усталостного ресурса. Предварительное динамическое растяжение образцов на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского осуществлялось при скоростях деформации  $\sim 10^3$  с<sup>-1</sup>, после чего образцы подвергались циклической нагрузке при постоянном воздушном охлаждении с последующим изучением фрактографии изломов. Гигацикловые режимы нагружения образцов с различной исходной поврежденностью реализованы на установке резонансного типа Shimadzu USF-2000 с частотой нагружения 20 кГц (коэффициент асимметрии R=-1) до стадии, соответствующей формированию очага макроскопической трещины и начала её распространения.

При разрушении на базе  $10^8$  циклов и более в предварительно динамически нагруженных образцах из сплава АМгб трещина образовывалась внутри образца, и на поверхности разрушения наблюдалась характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой. Обнаружено снижение на 15-25% предела усталости предварительно нагруженного сплава АМгб с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121-138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов  $\sim 7,5 \times 10^8$ . Снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава ВТ6 (с уровня напряжения 460 МПа в исходном, недеформированном, состоянии до уровня напряжений 130 МПа) достигало 70%, соответствующего критическому количеству циклов  $\sim 10^8$ .

В качестве метода количественного анализа для установления корреляций между механическими свойствами и масштабно-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками дефектных структур, формирующихся в процессе динамического нагружения и гигациклового усталости, использовался интерферометр-профилометр New View 5010 высокого структурного разрешения. Полученные оптические изображения макро- и микрорельефа, образующегося на поверхности разрушения алюминиевых образцов в результате нагружения, исследовались по методике фрактального анализа.

Анализ данных морфологии поверхности позволил установить автомодельные закономерности развития поврежденности и обосновать соотношение, описывающее распространение усталостной трещины в режиме гигациклового усталости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 21-79-30041).*

**ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ  
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В [001]-  
МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>**

Панченко Е.Ю., Янушоните Э. И., Ефтифеева А.С., Тохметова А.Б., Тагильцев А.И.,  
Суриков Н.Ю., Курлевская И.Д., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

На сегодняшний день в связи с проблемой глобального потепления разработка материалов для твердотельных систем охлаждения, работающих без использования отрицательно влияющих на окружающую среду хладагентов, является актуальной задачей. Для конструирования таких устройств перспективными являются сплавы с памятью формы, проявляющие эластокалорический эффект (ЭКЭ).

Ферромагнитные сплавы с памятью формы на основе NiFeGa, испытывающие B2(L2<sub>1</sub>)-10M/14M-L1<sub>0</sub> мартенситные превращения (МП), являются одними из перспективных материалов, которые обладают функциональными свойствами, необходимыми для создания твердотельных холодильников. Данные монокристаллы характеризуются широким температурным интервалом сверхэластичности (СЭ) [1–3], что является рабочим интервалом проявления ЭКЭ. До сегодняшнего дня исследования проводили только на исходных, без дополнительных термообработок, монокристаллах NiFeGa. Показано, что наилучшие свойства демонстрируют кристаллы, ориентированные вдоль [001]<sub>A</sub>-направления: величина адиабатического охлаждения достигает  $\Delta T_{ad} = 8,4 - 9,8$  К за цикл в широком интервале температур до 190 К при развитии МП под сжимающей нагрузкой; отсутствие раздвойнивания кристаллов мартенсита под нагрузкой способствуют узкому механическому гистерезису в рабочем цикле – нагрев/охлаждение [4, 5]. Актуальной задачей является улучшение параметров ЭКЭ сплава NiFeGa за счет выделения дисперсных частиц при старении, что позволит упрочнить материал, расширить рабочий интервал температур и гарантировать высокую циклическую стабильность функциональных свойств [6].

Исходя из вышесказанного, в настоящей работе проведены систематические исследования ЭКЭ при действии сжимающей нагрузки в состаренных монокристаллах сплава Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат.%), испытывающих L2<sub>1</sub>–10M/14M–L1<sub>0</sub> МП. Образцы имели форму параллелепипеда с размерами  $3 \times 3 \times 6$  мм<sup>3</sup>, ось сжатия направлена вдоль [001]<sub>A</sub>-направления в индексах аустенитной фазы, соответствующая длинной стороне образца. Величина адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad}$  определялась как разница между температурой испытания и минимальной температурой на образце при обратном МП в условиях СЭ. Измерения температуры образца проводились высокочувствительной термопарой Т-типа в циклах нагрузка/разгрузка со скоростью нагрузки  $\dot{\epsilon} = 2,0 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> и высокой скоростью разгрузки  $\dot{\epsilon}_2 = 6,7 \cdot 10^{-1}$  с<sup>-1</sup> для приближения условий эксперимента к адиабатическим. В работе исследовали два структурных состояния: 1) старение при 773 К, 1 ч, медленное охлаждение на воздухе для сохранения L2<sub>1</sub>-структуры аустенита; 2) старение при 1373 К, 0,5 ч, закалка (B2-структура аустенита).

Экспериментально показано, что старение монокристаллов улучшает характеристики ЭКЭ. Выделение полукогерентных дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы размером до 500 нм в состаренных при 773 К, 1 ч монокристаллах сплава Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> приводит к увеличению температурного интервала проявления СЭ до  $\Delta T_{CЭ} = 270$  К (от 278 до 548 К) и практически не оказывает влияния на величину  $\Delta T_{ad} = (11,1 \pm 0,5)$  К по сравнению с исходным состоянием кристалла без дополнительных термообработок, для которых  $\Delta T_{CЭ} = 195$  К,  $\Delta T_{ad} = (11,8 \pm 0,5)$  К. Монокристаллы, содержащие некогерентные частицы  $\gamma'$ -фазы размером от 5 до 35 мкм (старение при 1373 К, 0,5 ч) характеризуются рабочим интервалом температур  $\Delta T_{CЭ} = 255$  К (от 313 до 568 К) с величиной адиабатического охлаждения  $\Delta T_{ad} = (9,7 \pm 0,5)$  К. Примеры кривых «напряжение–деформация», полученные в циклах нагрузка/разгрузка при температуре испытания  $T = 348$  К и соответствующее изменение

температуры образца от времени при исследовании ЭКЭ для состаренных при 773 К, 1 ч и 1373 К, 0,5 ч монокристаллов сплава  $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ , ориентированных вдоль  $[001]_{\text{A}}$ -направления представлены на рисунке 1.

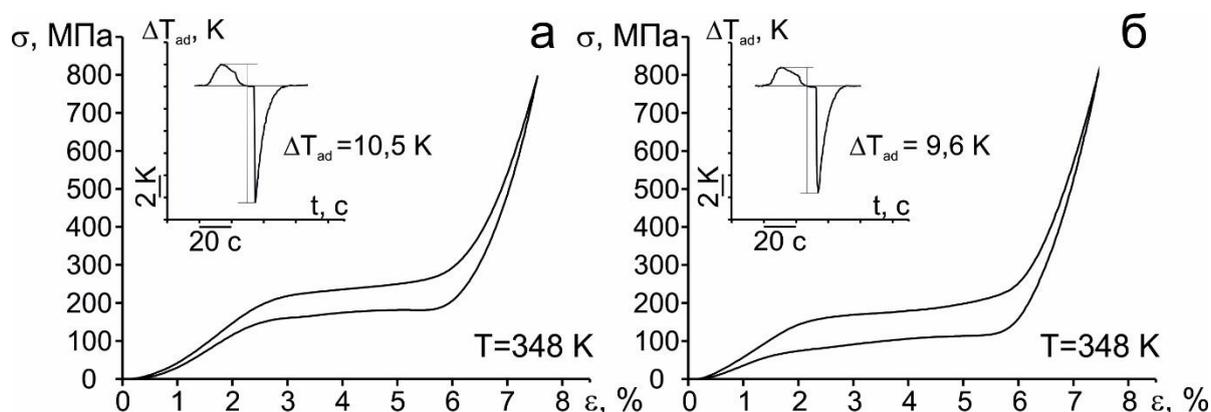


Рис. 1. Кривые СЭ и соответствующие термограммы при температуре испытания  $T = 348$  К в состаренных при 773 К, 1 ч (а) и при 1373 К, 0,5 ч (б) монокристаллах  $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$

Таким образом, выделение некогерентных крупных частиц с большой плотностью дислокаций на межфазной границе приводит к уменьшению как рабочего интервала температур, так и величины адиабатического охлаждения при проявлении ЭКЭ по сравнению с кристаллами, содержащие более мелкие полуккогерентные частицы  $\gamma'$ -фазы.

Впервые показано, что состаренные при 773 К, 1 ч и 1373 К, 0,5 ч монокристаллы  $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ , ориентированные вдоль  $[001]_{\text{A}}$ -направления, проявляют стабильный ЭКЭ в циклах нагрузка/разгрузка в условиях СЭ. Величина адиабатического охлаждения, характеристики кривых СЭ не зависят от числа циклов нагрузка/разгрузка от 0 до 700.

В результате исследования состаренных при 773 К, 1 ч и 1373 К 0, 5 ч  $[001]_{\text{A}}$ -монокристаллов сплава  $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ , имеющих дисперсные частицы установлено, что старение при 773 К, 1 ч является наиболее эффективным способом улучшения функциональных свойств, поскольку приводит к широкому температурному интервалу проявления СЭ  $\Delta T_{\text{СЭ}} = 270$  К с максимальным ЭКЭ  $\Delta T_{ad} \approx (11,1 \pm 0,5)$ , способствует высокой циклической стабильности СЭ и ЭКЭ до 700 циклов нагрузка/разгрузка, и приводит к созданию перспективных материалов для твердотельного охлаждения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 20-19-00153.*

1. Omori T. et al. Phase transformations in Ni-Ga-Fe ferromagnetic shape memory alloys // Materials Science and Engineering A 378. 2004. P. 403–408.
2. Segui C. et al. Low-temperature behaviour of Ni-Fe-Ga shape-memory alloys // Materials Science and Engineering. 2006. V. 438–440. P. 923–926.
3. Liu Z.H. et al. Martensitic transformation and shape memory effect in ferromagnetic Heusler alloy  $\text{Ni}_2\text{FeGa}$  // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 82. P. 424.
4. Muhammad Imran, Xuexi Zhang Ferromagnetic shape memory Ni-Fe-Ga alloy foams for elastocaloric cooling // Journal of Physics D Applied Physics. 2020. V. 53. P. 245503.
5. Yang Li et al. Giant and reversible room-temperature elastocaloric effect in a single-crystalline Ni-Fe-Ga magnetic shape memory alloy // Scientific Reports. 2016. V. 6. P. 25500.
6. Santamarta R et al. Effect of ageing on the martensitic transformation of Ni–Fe–Ga alloys // Scripta Materialia. 2006. V. 54. P. 1105–1109.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20-x}\text{N}_x$ ( $x=0,8$ и $1,4$ ат. %)

<sup>1</sup>Панченко М.Ю., <sup>1</sup>Астафурова Е.Г., <sup>1</sup>Реунова К.А., <sup>1</sup>Астафуров С.В., <sup>1</sup>Мельников Е.В.,  
<sup>1</sup>Нифонтов А.С., <sup>2</sup>Гуртова Д.Ю.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящей работе было исследовано влияние насыщения водородом на механические свойства, механизмы деформации и разрушения высокоэнтропийных ГЦК сплавов, легированных атомами азота. Для исследования были выбраны сплавы следующих составов:  $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}$  (0N-ВЭС),  $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{19,2}\text{N}_{0,8}$ , (0,8N-ВЭС) и  $\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{18,6}\text{N}_{1,4}$  (ат. %) (1,4N-ВЭС). Все сплавы были подвергнуты термомеханической обработке, которая включала отжиг при температуре 1200°C в течение 2 ч, холодную прокатку до 80 % и повторный отжиг при 1200°C в течение 2 ч. Электролитическое наводороживание проводилось в 3 % водном растворе NaCl с добавлением  $\text{NH}_4\text{SCN}$ , в течение 50 ч, при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup>. Механические испытания образцов проводили при комнатной температуре методом одноосного растяжения до разрыва с начальной скоростью деформации  $5 \times 10^{-4}$  с<sup>-1</sup> с использованием испытательной машины LFM-125 (Walter + Bai AG).

С помощью методов рентгенофазового анализа и электронной микроскопии было показано, что после ТМО образцы всех сплавов обладали однофазной аустенитной структурой с размером зерен 150-200 мкм. Экспериментально установлено, что увеличение концентрации азота в сплаве приводит к повышению предела текучести ( $\sigma_{0,2}^{0N} = 184$  МПа,  $\sigma_{0,2}^{0,8N} = 255$  МПа и  $\sigma_{0,2}^{1,4N} = 290$  МПа) и удлинения до разрушения ( $\delta^{0N} = 63\%$ ,  $\delta^{0,8N} = 66\%$ ,  $\delta^{1,4N} = 71\%$ .) при комнатной температуре.

Наводороживание способствует изменению механических свойств всех сплавов. Вызванное водородом повышение предела текучести  $\Delta\sigma_{0,2}$  (твердорастворное упрочнение) возрастает при увеличении концентрации азота в материале:  $\Delta\sigma_{0,2}^{0N} = 5$  МПа,  $\Delta\sigma_{0,2}^{0,8N} = 7$  МПа и  $\Delta\sigma_{0,2}^{1,4N} = 21$  МПа. Коэффициент водородного охрупчивания  $k_H$ , характеризующий уменьшение пластичности, вызванное насыщением водородом, в 0N-ВЭС образцах составляет 25 %, а в легированных азотом 0,8N-ВЭС и 1,4N-ВЭС образцах  $k_H$  оказывается одинаковым (14 %). Такое изменение механических свойств после наводороживания может быть обусловлено различной скоростью диффузии и распределением водорода в сплавах с разной концентрацией азота в твердом растворе.

Анализ электронно-микроскопических исследований деформированных образцов показал, что для всех исследуемых сплавов насыщение водородом приводит к усилению планарности скольжения, что может быть связано с уменьшением энергии дефекта упаковки при наводороживании и изменением упругого взаимодействия дислокационных ядер, насыщенных атомами водорода, с кристаллической решеткой при скольжении.

Методами сканирующей электронной микроскопии на поверхностях разрушения наводороженных образцов всех сплавов наблюдали хрупкий поверхностный слой, его ширина и микромеханизмы разрушения зависят от содержания азота в сплаве. Центральная часть всех образцов разрушается вязко транскристаллитно с формированием большого количества ямок излома, подобно образцам до насыщения водородом. В наводороженных образцах 0N-ВЭС образцах наблюдается широкий индуцированный водородом хрупкий слой со средней шириной  $D_H^{0N} = 70 \pm 21$  мкм, разрушающийся преимущественно интеркристаллитно, но также присутствуют единичные транскристаллитные фасетки квазискола. В образцах, легированных азотом, 0,8N-ВЭС и 1,4N-ВЭС, ширина хрупкого наводороженного слоя уменьшается до  $D_H^{0,8N} = 38 \pm 12$  мкм и  $D_H^{1,4N} = 45 \pm 14$  мкм. При этом повышение концентрации азота способствует увеличению доли транскристаллитного разрушения в хрупком индуцированном водородом слое.

Таким образом, легирование азотом с концентрациями 0,8 ат. % и 1,4 ат. % способствует увеличению устойчивости сплава FeMnCrNiCo к водородному охрупчиванию. Сплавы с добавлением азота характеризуются меньшей толщиной хрупкого наводороженного слоя и коэффициентом водородного охрупчивания после испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре, по сравнению ВЭС без атомов внедрения.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

## СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Перовская М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зувев Л.Б.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие транспортной, химической, энергетической индустрии и судостроения диктует необходимость разработки и создания новых материалов, способных функционировать в разнообразных условиях и обладающих комплексным сочетанием необходимых эксплуатационных характеристик, обеспечивающих наряду с достаточными электрорезистивными и электроконтактными свойствами высокие прочность, пластичность, коррозионную стойкость. При этом, несомненно, важными остаются простота химического состава сплавов и технологичность металлургического процесса. Целью данной работы является исследование микроструктуры структуры и механических свойств сплавов на основе Cu-Ni после пластической деформации.

В качестве материала для исследований были выбраны медно-никелевые сплавы: манганин МНМц3-12 (Cu – 82.1-86; Ni+Co – 2.5-3.5; Mn 11.5-13.5; Fe до 0.5; C до 0.05; Si до 0.1) и константан МНМц40-12 (Cu – 56.1-60; Ni+Co – 39-41; Mn 1-2; Fe до 0.5; C до 0.01; Si до 0.1). Образцы в форме двойной лопатки с размерами рабочей части 2×8×42 мм вырезали в направлении поперек проката. Одноосное растяжение выполняли на испытательной машине LFM-125 со скоростью деформирования  $7,94 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре. Пробоподготовку образцов для металлографических исследований проводили по стандартной методике с применением шлифования, полирования и химического травления. Для структурного анализа использовали оптическую (Neophot 21), атомно-силовую (Solver PRO-47H) и растровую (Hitachi TM-1000) микроскопию (рис. 1). Микротвердость сплавов измеряли методом Виккерса при нагрузке 50 гр на приборе ПМТ-3.

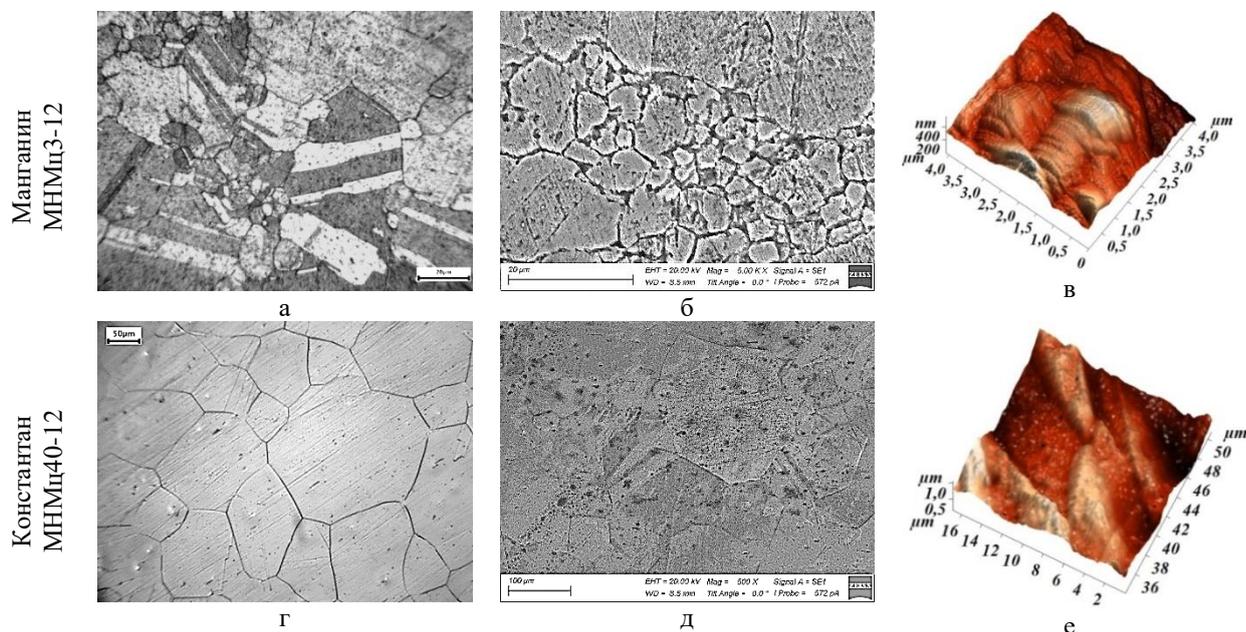


Рис. 1. Микроструктура Cu-Ni сплавов: оптическая металлография (а, г); РЭМ-изображения (б, д), АСМ-изображения (в, е)

В результате исследований идентифицированы фазовый и химический состав, тонкая структура и морфология сплавов в исходном и деформированном состоянии, определены параметры кристаллической решетки, а также получены сведения о прочностных и пластических свойствах Cu-Ni сплавов.

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

**ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ОБЛАСТИ ЕЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ОБРАБОТКИ**

<sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Линник В.В., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1</sup>Алмаева К.В., <sup>2</sup>Чернов В.М.,  
<sup>2</sup>Леонтьева-Смирнова М.В.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
<sup>2</sup>*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

В настоящее время жаропрочные малоактивируемые 12 % Cr стали ферритно-мартенситного класса рассматриваются в качестве приоритетных конструкционных материалов активной зоны ядерных реакторов нового поколения. К сталям такого класса предъявляются требования высокой жаропрочности и пониженной склонности к хладноломкости.

В [1] показано, что при использовании высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) стали ЭК-181 возможно одновременное повышение ее кратковременных прочностных свойств и снижение температуры вязко-хрупкого перехода, по сравнению с традиционным режимом обработки (ТТО), за счет измельчения отпущенной мартенситной структуры.

Для выявления закономерностей и механизмов разрушения ферритно-мартенситной стали ЭК-181 в настоящей работе проведено фрактографическое исследование изломов образцов после динамических испытаний на ударную вязкость по Шарпи в области низких температур (от -196 до 100 °С) в зависимости от режима обработки (ТТО, ВТМО).

ТТО стали ЭК-181 включает в себя нормализацию при 1100 °С (1 ч) и отпуск при  $T = 720$  °С (3 ч). ВТМО состоит из нагрева до  $T = 1100$  °С (1 ч), горячей пластической деформации прокаткой в аустенитной фазе до величины  $\epsilon \approx 50$  % и закалки в воду, отпуска при 720 °С (1 ч).

Фрактографические исследования показали, что температура испытаний оказывает существенное влияние на строение изломов после обоих исследуемых режимов обработки.

При  $T = 28$  °С поверхность излома образцов после ТТО состоит из зоны зарождения трещины (ЗЗ), волокнистой зоны (ВЗ), зоны нестабильного распространения трещины (ЗНР), зоны губ среза (ЗГС) и зоны долома (ЗД) (рис. 1 а). В областях ЗЗ, ВЗ, ЗГС и ЗД разрушение происходит преимущественно по механизму вязкого транскристаллитного разрушения путем образования, роста и слияния микропор. Большинство ямок имеют субмикронные размеры; единичные ямки достигают диаметра  $\approx 10$  мкм. Локально имеет место интеркристаллитное вязкое разрушение. В ЗНР преобладает хрупкое разрушение по механизму транскристаллитного квазискола (рис. 1). Поперечные размеры фасеток квазискола  $\leq 10$  мкм.

С понижением температуры деформации после ТТО и ВТМО происходит расширение ЗНР и увеличение доли хрупкого излома. В области вязко-хрупкого перехода (от  $\approx 0$  до -50 °С) поверхности разрушения ударных образцов содержат как элементы хрупкого (фасетки квазискола), так и вязкого (многочисленные ямки) разрушения. Сталь разрушается здесь по смешанному механизму.

На нижней полке температурной зависимости ударной вязкости ЗНР занимает практически всю поверхность излома. Разрушение при  $T = -186$  °С происходит по механизму транскристаллитного квазискола. Локально присутствуют вторичные микротрещины, развивающиеся, по-видимому, по границам структурных элементов.

При температурах, соответствующих верхней полке температурной зависимости ударной вязкости (50-100 °С), напротив, ЗНР исчезает. Сталь разрушается по механизму вязкого ямочного разрушения (рис. 1). Размер ямок преимущественно составляет  $\leq 1$  мкм. При этом увеличивается, по сравнению с комнатной и более низкими температурами, количество более крупных ямок. Их размеры здесь могут достигать  $\approx 40$  мкм. На дне ямок часто присутствуют глобулярные включения.

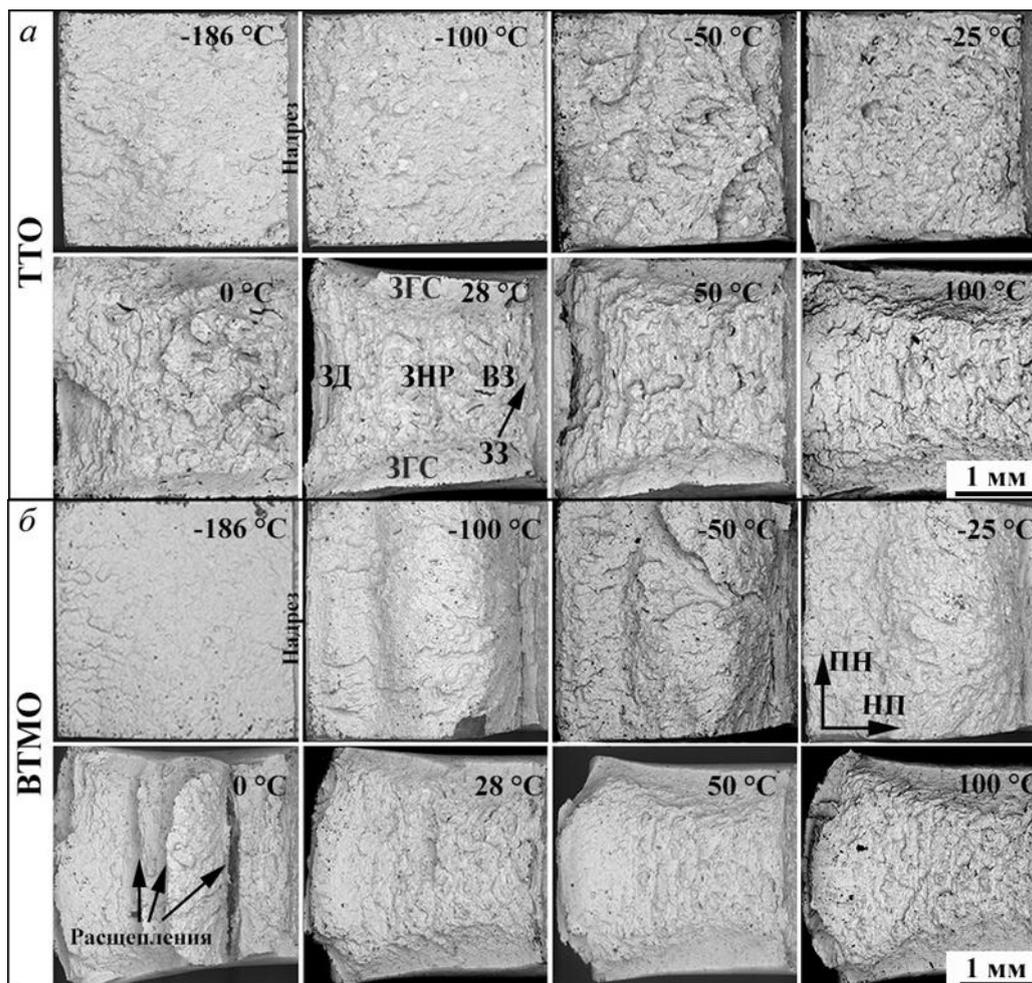


Рис. 1. Фрактограммы образцов типа Шарпи стали ЭК-181 после ТТО (а) и ВТМО (б), разрушенных в температурном интервале от -186 до 100 °С (НП – направление прокатки, ПН – поперечное направление)

При оценке площадей излома, занимаемых вязкими и хрупкими участками, установлено, что температура  $T_{50}$  (при которой эти площади одинаковы), близка к температуре вязко-хрупкого перехода ( $T_{хв}$ ), определяемой из результатов ударных испытаний [1]. Так, значение  $T_{50}$  для состояния после ТТО составляет  $\approx -6$  °С, после ВТМО –  $\approx -18$  °С.

ВТМО оказывает существенное влияние на характер разрушения ударных образцов, по сравнению с ТТО. В температурной области вязко-хрупкого перехода на изломах образцов после ВТМО, наблюдаются расщепления в плоскостях, параллельных плоскости прокатки (рис. 1). При встрече с расщеплениями магистральная трещина испытывает отклонения. Возникновение расщеплений за счет замедления (притупления) магистральной трещины и удлинения ее пути является значительно более энергозатратным процессом, по сравнению с хрупким разрушением квазисколом. Таким образом, наличие расщеплений увеличивает количество поглощенной энергии удара. В состоянии после ТТО путь магистральной трещины более прямолинейный, подобные особенности разрушения не наблюдаются.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00231, <https://rscf.ru/project/21-79-00231/>.*

1. Полехина Н.А. Линник В.В., Алмаева К.В., Литовченко И. Ю., Тюменцев А.Н., Москвичев Е.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Дегтярев Н.А., Мороз К. А. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на склонность к низкотемпературному охрупчиванию малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // Известия ВУЗов. Физика. 2021. Т. 64, № 12. С. 49–55.

## ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В СТАЛИ ГАДФИЛЬДА 110Г13

Попова Н.А., Клопотов А.А., Никоненко Е.Л., Тришкина Л.И.,  
Черкасова Т.В., Таюкин Г.И., Волокитин Г.Г.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Сталь Гадфильда относится к классу аустенитных сталей, в которых хорошо проявляется деформационное упрочнение. Важной особенностью стали Гадфильда является ее способность упрочняться при холодной деформации, оставаясь аустенитной, до высоких значений, соизмеримых для мартенситных сталей. Это уникальное свойство стали Гадфильда широко используется в деталях машин и оборудования, работающих при значительных механических нагрузках. Изучению уникальных механических свойств стали Гадфильда посвящено большое количество работ [1]. Однако, природа этих свойств стали Гадфильда до сих пор до конца не выяснена.

Целью данной работы является изучение особенностей эволюции дислокационной субструктуры в стали Гадфильда марки 110Г13 методом просвечивающей электронной микроскопии.

Для исследования были выбраны образцы из марки 110Г13 в виде тонких пластин размерами 140×15×1.5 мм. Деформацию образцов проводили одноосным растяжением на машине «Instron». Структурно-фазовые состояния стали Гадфильда исследовали на электронном микроскопе ЭМ-125. Для этого были получены тонкие фольги при помощи электроискрового метода на не деформированных и деформированных образцах. Исследование дислокационных структур проводили при помощи анализа изображений на микроснимках. Для количественного описания дислокационных субструктур проводили измерения следующего набора параметров: скалярной и избыточной плотности дислокаций, плотности двойников деформации, размер дислокационных ячеек в ячеистой субструктуре, кривизна-кручение кристаллической решетки и внутренние напряжения.

Определение амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки в стали 110Г13 в среднем по материалу в зависимости от степени пластической деформации позволило установить, что местами локализации наибольших значений амплитуды кривизны-кручения кристаллической решетки являются места зарождения деформационных микродвойников.

На основе анализа изображений на микроснимках дислокационных субструктур выявлено, что микродвойникование существует одновременно с дислокационным скольжением. При этом микродвойники являются сильным препятствием для скольжения дислокаций. Было установлено, что микродвойники создают большие внутренние напряжения.

В работе рассмотрен вклад от различных факторов на механические свойства в стали Гадфильда. Установлено, что одновременное существование дислокационного скольжения и двойникования способствует формированию вклада в так называемое субструктурное упрочнение  $\sigma_{\text{субстр}}$ . Кроме того, значительный вклад в механические свойства стали Гадфильда дает твердорастворное упрочнение  $\sigma_{\text{тв.р}}$ . Этот вклад складывается из торможения из растворенных в твердом растворе атомов внедрения и замещения, из атомов элементов внедрения, осевших на дислокациях, субграницах и границах зерен.

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004)*

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОНОЛИТНЫХ СВС-КОМПОЗИТОВ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ

<sup>1,2</sup>Пугачева Н.Б., <sup>1,2</sup> Быкова Т.М., <sup>1</sup>Сенаева Е.И.

<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский Федеральный Университет им. первого президента России Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург

Разработка новых износостойких материалов, получаемых методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), является актуальной задачей материаловедения. Метод СВС получил наибольшее распространение в области создания новых порошковых материалов [1]. Исходными материалами для синтеза были выбраны порошки Ti, Cu, C и В<sub>4</sub>C. Порошковая смесь состоит из матричных и термореагирующих компонентов. Матрицей являлся порошок меди ПМР-1 (40...100 мкм) а термореагирующие компоненты (ТРК) – это порошки титана, углерода и карбида бора В<sub>4</sub>C. Расчет процентного содержания этих компонентов в составе ТРК производился из условия осуществления реакции в стехиометрических пропорциях:



Порошки перемешивали в шаровой мельнице в течение 12 часов и засыпали в стальную трубу (марка Ст3), выполняющую одновременно роль реактора открытого типа и внешней оболочки заготовки. Затем заготовку помещали в электрическую печь и нагревали до температуры начала экзотермических реакций (1020 °С). Порошок меди формирует металлическую матрицу будущего композита. Порошки Ti, C, В<sub>4</sub>C, обеспечивающими протекание экзотермических реакций (1). Сразу после завершения процесса синтеза заготовки подвергали горячему компактированию - прессованию на гидравлическом прессе при температуре 900 °С под нагрузкой 250 МПа. При создании износостойких СВС-композитов основное внимание обычно уделяется упрочняющим фазам – карбидам и боридам, которые обеспечивают высокие значения твердости и износостойкостей [2].

Целью работы было установить влияние структуры и фазового состава монолитных СВС-композитов системы Cu-Ti-C-B на абразивную износостойкость.

Из полученных сэндвич-пластин вырезали образцы для микроструктурных исследований, определения фазового состава и испытаний на абразивную износостойкость. Микроструктуру, химический и фазовый составы полученного композита исследовали на поперечных срезах с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной приставкой фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в  $\alpha\alpha$  излучении хрома.

Износостойкость образцов оценивали по относительному изменению массы ( $\Delta m_{\text{отн}}$ ), которую рассчитывали по формуле:

$$\Delta m_{\text{отн}} = \Delta m / m_0, \quad (2)$$

где  $m_0$  – начальная масса образца;  $m$  – масса образца после испытаний. Кроме того, рассчитывали значения коэффициента трения (K) и относительный износ ( $\varepsilon$ ) по формулам:

$$K = F_{\text{тр}} / N, \quad (3)$$

$$\varepsilon = \Delta m / \Delta m_{\text{эт}}, \quad (4)$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образца;  $\Delta m_{\text{эт}}$  – потеря массы эталона (в качестве эталона выбран образец из стали 40Х). Поверхность износа после испытаний исследовали с помощью оптического интерферометра-профилометра Wyko, на котором определяли шероховатость поверхности Ra.

По результатам фазового рентгеноструктурного анализа в композите зафиксированы три фазы (рис. 1). Металлическая матрица представляет собой твердый раствор на основе меди. Упрочняющими фазами являются образовавшиеся в результате синтеза частицы карбида титана TiC (частицы серого цвета глобулярной формы) и диборида титана TiB<sub>2</sub> (частицы черного цвета правильной огранки).

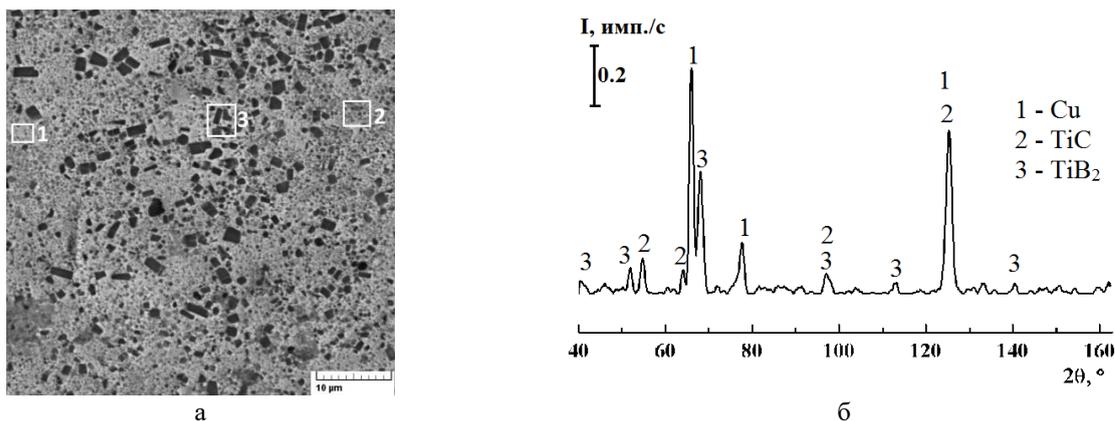


Рис. 1. Микроструктура композита Cu-Ti-C-B (а), фрагмент дифрактограммы (б)

Относительная износостойкость была рассчитана в сравнении с показателями для образцов конструкционной стали 40Х (эталон), поэтому для нее  $\varepsilon = 1$ . Карбид кремния более твердый (3000...3200 НВ) по сравнению с электрокорундом (2000...2300 НВ), поэтому при испытанных композитов относительный износ  $\varepsilon$  с карбидом кремния выше. Коэффициент трения находится на уровне 0,5. Испытания на абразивный износ показали, что трибологические свойства композита Cu-Ti-C-B существенно превышают свойства эталона (табл. 1). Относительный износ  $\varepsilon$  и коэффициент трения  $K$  немного меньше при испытаниях по корунду, чем по карбиду кремния. Шероховатость поверхности СВС-композита в 2 раза меньше по сравнению с эталоном. Вероятно, это обусловлено более высокой по сравнению с железом пластичностью медной матрицы, которая хорошо релаксирует возникающие в ходе испытаний на абразивную износостойкость напряжения, препятствуя появлению микросколов на границах между матрицей и частицами упрочняющих фаз (рис. 2). Рельеф поверхности износа композита системы Cu-Ti-C-B соответствует абразивному изнашиванию по механизму пластического оттеснения (царапания).

Таблица 1. Результаты испытаний на абразивную износостойкость

Образец	Тип абразива	$\Delta m / \Delta m_{эт}$ , %	$\varepsilon$	$K$	$R_a$ , мкм
Cu-Ti-C-B	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,60	1,96	0,49	1,10
	SiC	1,20	0,99	0,56	
Сталь 40Х	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,30	1,00	0,65	2,00
	SiC	1,30		0,66	

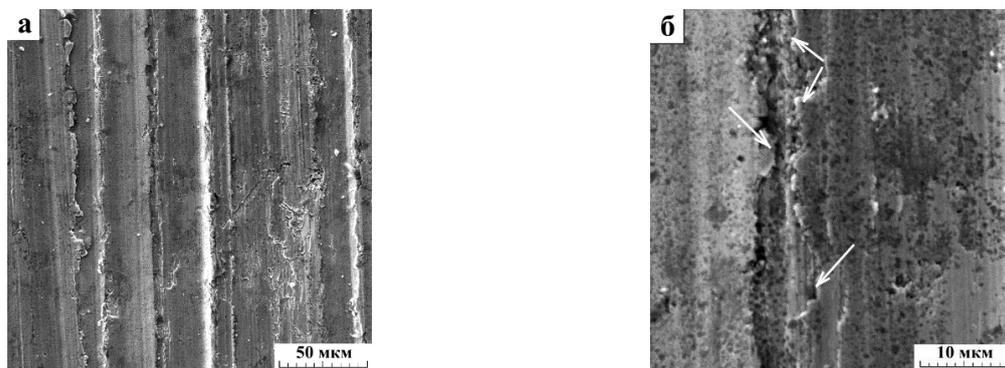


Рис. 2. Рельеф поверхности износа композита: дорожки износа (а), пластическое оттеснение (отмечено стрелками) (б)

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 22-29-00188.

1. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe-Ti-C-B // ФММ. 2019. Т. 120. № 11. С. 1174–1180
2. Николин Б.В., Матевосян М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение № 2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА VT35 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ**

Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Развитие современной техники во многом связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов. Такие материалы, в частности, широко используемые в различных отраслях промышленности титановые сплавы, должны обладать повышенными эксплуатационными, а также технологическими свойствами. Одним из перспективных подходов к решению поставленной задачи представляется деформационно-термическая обработка промышленных полуфабрикатов, включающая воздействие интенсивной пластической деформацией. Полученные этим методом объемные металлы и сплавы имеют, как правило, ультрамелкозернистую (субмикро- и нанокристаллическую) структуру (размер зерна меньше 1 и 0,1 мкм, соответственно) и могут обладать уникальным сочетанием физических и механических свойств. Результаты многочисленных исследований показывают, что необычные свойства таких материалов обусловлены малым размером зерна, высокой плотностью деформационных дефектов, наличием упругих искажений решетки и связанных с ними дальнедействующих полей напряжений и т.п. В настоящее время большинство исследований по влиянию деформационно-термической обработки, включающей воздействие интенсивной пластической деформацией, на структуру и свойства поликристаллических материалов выполнено на примере ( $\alpha+\beta$ ) титановых сплавов, тогда как обработка более легированных сплавов переходного класса (псевдо- $\beta$  титановые сплавы) практически изучена недостаточно. В то же время, очевидно, что применение указанных обработок к титановым сплавам переходного класса будет иметь свои особенности по сравнению с обычными ( $\alpha+\beta$ ) титановыми сплавами. В связи с этим исследования закономерностей формирования УМЗ структур при интенсивной деформации и особенностей их эволюции при различных последующих термообработках титановых сплавов переходного класса представляются актуальными.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации методом всестороннего прессования и последующих дорекристаллизационных отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава VT35. Показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к повышению механических свойств указанного сплава на 65-75% при комнатной температуре по сравнению с исходным крупнозернистым состоянием. Установлено, что существенный разброс механических свойств сплава после такой обработки обусловлен неоднородностью распределения  $\alpha$  и  $\beta$  фаз в объеме заготовок. Последующие дорекристаллизационные отжиги ультрамелкозернистого сплава VT35 при температурах 723 и 773 К приводят к дополнительному повышению его механических свойств (величины значений пределов текучести и прочности могут превышать 1700 МПа). На примере образцов сплава после отжига при 723 К 0,5 ч. показано, что повышение механических свойств обусловлено увеличением объемной доли  $\alpha$ -фазы за счет фазового перехода  $\beta \rightarrow \alpha$ , протекающего внутри областей  $\beta$  фазы и, как следствие, более однородным распределением  $\alpha$  и  $\beta$  фаз.

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

**ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo**

<sup>1</sup>Реунова К.А., <sup>1</sup>Астафурова Е.Г., <sup>1</sup>Астафуров С.В., <sup>1</sup>Мельников Е.В.,  
<sup>1</sup>Панченко М.Ю., <sup>2</sup>Астапов Д.О.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа, металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также методом одноосного статического растяжения была исследована микроструктура, фазовый состав, температурная зависимость механических свойств и характера разрушения высокоэнтропийного сплава Кантора (FeMnCrNiCo), легированного атомами углерода. Слитки химического состава Fe<sub>19,9</sub>Mn<sub>19,9</sub>Cr<sub>20,0</sub>Ni<sub>20,0</sub>Co<sub>20,2</sub> (ат. %, ВЭС-0С), Fe<sub>19,9</sub>Mn<sub>20,0</sub>Cr<sub>20,0</sub>Ni<sub>20,0</sub>Co<sub>19,0</sub>C<sub>1,1</sub> (ВЭС-1С) и Fe<sub>19,9</sub>Mn<sub>20,0</sub>Cr<sub>20,0</sub>Ni<sub>20,0</sub>Co<sub>17,3</sub>C<sub>2,8</sub> (ВЭС-3С) были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере аргона. Для достижения однородного состояния все исследуемые сплавы были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО): отжиг при T=1200°C, 2 ч., прокатка при комнатной температуре, отжиг при T=1200°C в течение 2 ч., закалка в воду – для сплава ВЭС-0С; выдержка при температуре 1200°C, горячая ковка на воздухе при начальной температуре 1230°C (до 60 % осадки), выдержка при температуре 1200°C, холодная прокатка при комнатной температуре (до общей степени осадки 80 %) и финальный отжиг при температуре 1200°C в течение 1-го часа с последующей закалкой в воду для сплавов ВЭС-1С и ВЭС-3С. Исследование температурной зависимости механических свойств проводилось в интервале температур от 77 до 473 К при испытаниях на одноосное статическое растяжение образцов, имеющих форму двойных лопаток с размерами рабочей части 12×2,6×1,4 мм<sup>3</sup>.

Анализ фазового состава исследуемых сплавов показал, что независимо от химического состава все ВЭСы имеют однофазную аустенитную ГЦК-структуру. Легирование углеродом способствует увеличению параметра кристаллической решетки  $a$ : от 0,3598 нм в случае сплава ВЭС-0С до 0,3611 для ВЭС-1С. Увеличение концентрации углерода до 3 ат. % в сплаве Кантора не оказывает существенного влияния на параметр решетки сплава ( $a=0,3612$  нм) относительно ВЭС-1С. В сплаве ВЭС-1С никаких иных фаз кроме аустенитной, и никаких зернограничных выделений обнаружено не было. Увеличение атомной концентрации углерода до 3 ат. % способствует формированию крупных некогерентных сферических частиц (карбидов типа M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>).

Изучение температурной зависимости механических свойств показало, что все исследуемые сплавы обладают сильной температурной зависимостью величин условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , предела прочности  $\sigma_B$  и удлинения до разрушения  $\delta$ . Установлено, что исходный сплав ВЭС-0С обладает максимальными значениями прочности и пластичности  $\sigma_{0,2}$  и  $\delta$  при T=77 К ( $\sigma_{0,2}=385$  МПа,  $\sigma_B=950$  МПа и  $\delta=97$  %). С увеличением температуры испытания вплоть до 483 К происходит снижение пластичности ( $\delta=53$  %) и уменьшение значения предела текучести до 130 МПа (на 255 МПа) при T=473 К. Стоит подчеркнуть, что несмотря на общую тенденцию к снижению значений механических свойств, сплав Кантора обладает хорошим запасом прочности и пластичности во всем исследуемом температурном интервале (от 77 до 473 К).

Легирование сплава ВЭС-0С углеродом с концентрацией 1 ат. % приводит к существенному росту величины  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  во всем исследуемом интервале температур. Максимальные значения  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  наблюдаются при T=77 К, они составляют 720 и 1320 МПа, соответственно. Повышение температуры до 473 К сопровождается понижением величины предела текучести и предела прочности ( $\sigma_{0,2}=280$  МПа и  $\sigma_B=730$  МПа). Величина удлинения до разрушения  $\delta$  изменяется от 62 % при 77 К до 47 % при T=473 К.

Увеличение концентрации углерода в сплаве Кантора до 3 ат. % способствует приросту

величины  $\sigma_{0,2}$  (830 МПа) при температуре жидкого азота по сравнению со сплавом ВЭС-1С. Предел текучести уменьшается до  $\sigma_{0,2}=315$  МПа при  $T=473$  К. Стоит отметить, что по сравнению со сплавами ВЭС-0С и ВЭС-1С, сплав с 3 ат. % углерода обладает наименьшей величиной удлинения до разрушения  $\delta$ , которое слабо зависит от температуры и изменяется от 30 до 40 % в интервале температур 77-473 К, соответственно.

Легирование углеродом не оказывает влияния на форму диаграмм растяжения. Их стадийность не изменяется с температурой испытания. Установлено, что коэффициент деформационного упрочнения при одноосном статическом растяжении увеличивается с понижением температуры испытания и ростом атомной концентрации углерода в сплаве Кантора. Подобная зависимость коэффициента деформационного упрочнения от температуры испытания и от химического состава в исследуемых сплавах определяется их микроструктурой. Исследование дислокационной структуры сплава Кантора после испытаний на растяжение до разрушения показало, что основным механизмом деформации является дислокационное скольжение. Анализ микроструктуры сплавов ВЭС-1С и ВЭС-3С, полученный методом ПЭМ, свидетельствует о том, что легирование сплава Кантора углеродом с концентрацией 1 и 3 ат. % не оказывает влияния на механизм деформации, а увеличение деформационного упрочнения при понижении температуры вызвано усилением планарности дислокационной структуры.

Анализ поверхностей разрушения исследуемых сплавов после испытаний на разрушение при температурах 77 и 297 К показывает, что независимо от температуры испытания сплавы ВЭС-0С и ВЭС-1С характеризуются вязким транскристаллитным характером разрушения: на поверхностях излома наблюдаются многочисленные ямки. Добавление 3 ат. % углерода не оказывает существенного влияния на механизм разрушения, однако, в отличие от исходного сплава и сплава с малой концентрацией углерода, в сплаве ВЭС-3С на поверхностях разрушения были обнаружены крупные частицы карбидов, расположенные в ямках излома. Экспериментально установлено, что наблюдаемые частицы разрушаются хрупко в процессе пластического течения, но они практически не влияют на микромеханизм разрушения углеродистого сплава.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

## К РАСПРЕДЕЛЕНИЮ КЛАССА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАВНОВЕСНОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПО ДИАМЕТРАМ ЗЕРЕН: ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ

<sup>1,2</sup>Решетняк А.А., <sup>2</sup>Шамшутдинова В.В.

<sup>1</sup>Томский государственный педагогический университет, Томск,

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Предложена модификация теории напряжения течения, совместно с пределом текучести,  $\sigma_y$  ранее предложенной в [1,2] для класса поликристаллических (ПК) материалов с равновесной и квазиравновесной дефектными структурами (РДС). Такая РДС устанавливается в ПК материале после серии  $N_0=N_0(\alpha;T)$  повторных одинаковых механических испытаний (обозначаемых литерой  $\alpha$ ) при ИПД с фиксированной температурой  $T$  и характеризуются *скалярной плотностью дислокаций* (СПД) и средним размером зерна  $d$ . Предлагается иное распределение для СПД  $\rho(b,d,T)$  основанное на Максвелловском (в сравнении с [1, 2]) распределении зерен образца по диаметрам зерен  $d$

$$\rho = \langle \varepsilon \rangle / (bd)^2 e^{-Mb/d}, \quad M = \frac{1}{2} G b^3 / k_B T. \quad (1)$$

Также предложен способ вычисления эволюции СПД  $\rho_\varepsilon$  в ПК образце при квазистатическом нагружении зависящий от среднего размера зерен  $d$  в диапазоне  $10^{-8}$ – $10^{-2}$  м, и границ зерен

$$\rho_\varepsilon = \langle \varepsilon \rangle / (bd)^2 e^{-Mb/d} + m_0 \varepsilon / (bd) e^{-M(\varepsilon)b/d} + o(\varepsilon^2). \quad (2)$$

В (1), (2) величины  $G$ ,  $b$ ,  $k_B$ ,  $M$ ,  $M(\varepsilon)$ ,  $\langle \varepsilon \rangle$ ,  $m_0$ ,  $\varepsilon$  соответственно – модуль сдвига при температуре  $T$ ; длина наименьшего вектора Бюргера из наиболее вероятного ансамбля дислокаций для данной КР, постоянная Больцмана, энергия и эффективная ( $M = \frac{1}{2} G b_\varepsilon^3 / k_B T$  при  $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$ ) длина единичной дислокации, усредненная деформация, *полиэдральный параметр* и деформация. Аналитическая зависимость реализуется в рамках дисклинационно-дислокационного механизма в приближении одного дислокационного ансамбля для данной фазы и  $T$ . Основана она на статистической Больцмановско- подобной модели распределения (гладко зависящей от  $\varepsilon$ ) сплошного спектра энергий в каждом зерне однофазного ПК образца по квазистационарным полосам при пластическом нагружении с наибольшим уровнем равным энергии дислокации максимальной длины. Разность равновесной СПД  $\rho_\varepsilon - \rho$ , влечет из механизма дислокационного упрочнения Тейлора к напряжению течения с изотропным распределением границ зерен (ГЗ)

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m G \sqrt{\frac{m_0}{\sqrt{2}}} \varepsilon \frac{b}{d} e^{-M(\varepsilon)b/2d} + o(\varepsilon), \quad m=3.05. \quad (3)$$

Закон (3) содержит (при  $\varepsilon=0.002$ ) нормальный  $\sigma(\varepsilon)|_{d \gg b} = \sigma_0(\varepsilon) + k(\varepsilon)d^{-\frac{1}{2}}$  и аномальный соотношения Холла-Петча [3] соответственно для крупнозернистых и нанокристаллических зерен. Коэффициент Холла-Петча  $k(0.002)$  определяемый экспериментально для однофазных ПК образцов с квази РДС позволяет выразить (в рамках модели) параметр  $\bar{m}_0^{CG}$  для  $m_0$

$$k(0.002) = \alpha (\bar{m}_0^{CG})^{\frac{1}{2}} m G \sqrt{\frac{\varepsilon}{\sqrt{2}}} b \Big|_{\varepsilon=0.002} \Rightarrow \alpha^2 \bar{m}_0^{CG} = \frac{\sqrt{2} k^2(\varepsilon)}{\varepsilon b (mG)^2} \Big|_{\varepsilon=0.002}. \quad (4)$$

Напряжение течения  $\sigma(\varepsilon)$  достигает максимума  $\sigma_m$  для экстремального размера зерна  $d_{0m}$

$$d_{0m}(\varepsilon, T) = b \frac{G b^3 (1+\varepsilon)^3}{2 \cdot k_B T}. \quad (\text{порядка } 10^{-8} \text{--} 10^{-7} \text{ м}). \quad (5)$$

Максимум  $\sigma_m$  сдвигается при уменьшении температуры в область больших зерен, увеличиваясь по величине ( $\sigma_m(T_1) > \sigma_m(T_2)$ , при  $T_1 < T_2$ ) модифицируя размерно-температурный эффект для данного класс ПК материалов с РДС в сравнении с [1]. Хорошо устанавливаются совпадения между теоретическими и экспериментальными данными для  $\sigma_y$  для образцов с РДС с ОЦК ( $\alpha$ -Fe), ГЦК (Cu, Al, Ni) и ГПУ ( $\alpha$ -Ti, Zr) решетками при  $T=300\text{K}$ .

Таблица 1. Значения  $\sigma_0$ ,  $\Delta\sigma_m=(\sigma_m-\sigma_0)$ ,  $E_d^{Lz}$ ,  $k$ ,  $m_0$ ,  $\alpha$  в ОЦК, ГЦК и ГПУ ПК металлами с  $d_0$ ,  $b$ ,  $G$  из (3)-(5) по [1,2]

КР Материал	ОЦК		ГЦК		ГПУ	
	$\alpha$ -Fe	Cu	Al	Ni	$\alpha$ -Ti	Zr
$\sigma_0$ , МПа	170 (отожженный)	70 (отожж.); 380 (холод. ковки)	22 (отожж. 99,95%); 30 (99,5%)	80 (отожж.)	100(~100%);300 (99,6%)	80-115
$b$ , нм	$\frac{\sqrt{3}}{2}a=0.248$	$a/\sqrt{2}=0.256$	$a/\sqrt{2}=0.286$	$a/\sqrt{2}=0.249$	$a=0.295$	$a=0.323$
$G$ ГПа	82.5	44	26.5	76	41.4	34
$T$ , К	300	300	300	300	300	300
$k$ , МПа $\cdot m^{1/2}$	0.55-0.65 ( $10^{-5}-10^{-3}m$ )	0.25 ( $10^{-4}$ $-10^{-3}m$ )	0.15 ( $10^{-4}$ $-10^{-3}m$ )	0.28 ( $10^{-5}$ $-10^{-3}m$ )	0.38-0.43 ( $10^{-5}-10^{-3}m$ )	0.26 ( $10^{-5}$ $-10^{-3}m$ )
$\alpha$	–	0.38	–	0.35	0.97	–
$E_d^{Lz} = \frac{1}{2}Gb^3$ , эВ	3.93	2.31	1.96	3.72	3.33	3.57
$\alpha^2 \bar{m}_0^{CG}$	14.9-19.5	9.8	8.71	4.24	22.3-28.5	14.1
$d_0$ , нм	23.6	14.4	13.6	22.6	23.8	28.0
$\Delta\sigma_m$ , ГПа	2.29-2.56	1.34	0.83	1.20	1.58-1.70	1.00

Графическая зависимость  $\sigma_y = \sigma_y(d^{-1/2})$  для твердой (без ГЗ) фазы ПК агрегатов  $\alpha$ -Fe, Cu, Al, Ni,  $\alpha$ -Ti, Zr с плотноупакованными случайно ориентированными зернами, (одноmodalный случай) при  $T=300$  К, представлена на рис.1.

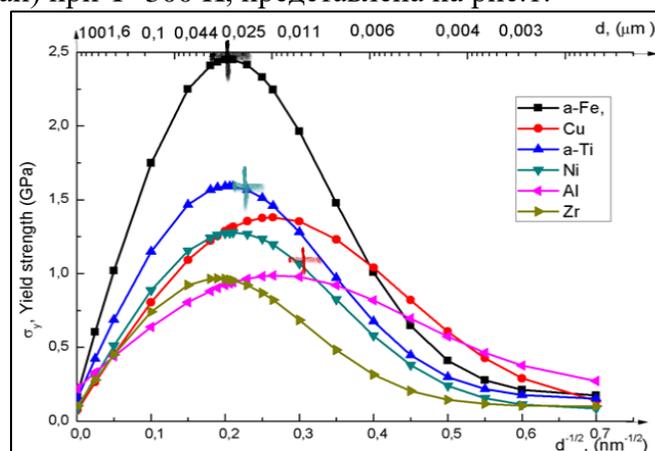


Рис. 1. Графики обобщенного закона Холл-Петча с дополнительной шкалой с размерами зерен  $d$  в мкм. Верхняя ось  $d$  изменяется в диапазоне  $(\infty;0)$  с обратным квадратичным масштабам и соответствие (100; 1,6; 0,1; 0,044; 0,025; 0,011; 0,006; 0,004; 0,003) мкм  $\leftrightarrow$  (0,005; 0,015; 0,1; 0,15; 0,2; 0,3; 0,41; 0,5; 0,57)  $nm^{-1/2}$  для соответствующих значений на нижней оси. Цветными крестами для  $\alpha$ -Fe (черными), Cu (красными), Ni (зелеными) показаны экспериментальные максимумы

Значения  $d_0(0.002, T)$  для  $\alpha$ -Fe, Cu, Al, Ni,  $\alpha$ -Ti, Zr в Табл. 1 (и  $d_{0m} = 1,59d_0$ ), находятся в полном согласии с диапазоном (эмпирическим и теоретическим) критических размеров зерен для усредненных диаметров зерен  $d_{кр}$  указанных ПК образцов (отмеченных, напр, в [5] [см. Табл. 2.6, с. 110–111] и в [6]), изменяющихся от 5–10 нм до 20–50 нм, в частности, при  $d_{кр}(Cu)=10nm \approx d_0(300;Cu)=14.4nm$  и  $d_{кр}(Ni)=20 nm \approx d_0(300;Ni)=22.6 nm$ .

*Работа выполнена как часть инициативного проекта ТППУ и ТПУ.*

1. Reshetnyak A.A. Statistical approach to flow stress and generalized Hall-Petch law for equilibrium polycrystalline materials // e-print - arXiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci].
2. Cevizovic D, Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P. Towards a theory of flow stress in multimodal polycrystalline aggregates. Effects of dispersion hardening // AIP Conference Proceedings. 2019. V.2167. P. 020047.
3. Hall E.O. // Proc. Roy. Soc.B. 1951. V.64. P.747–753; Petch N.J. //J. Iron Steel Inst. 1953. V.174. P.25–28.
4. Panin V.E., Armstrong R.W. Hall-Petch analysis for temperature and strain rate dependent deformation of polycrystalline lead // Phys. Mesomechanics. 2016. V.19. №1. P. 35–40.
5. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A Plastic Deformation of Nanostructured Materials. CRC Press. 2017. – 334 p.
6. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A., Barrier Retardation of Dislocations. Hall-Petch Problem // Phys. Mesomechanics. 2006. V.9, №3. P. 75–85.

## СОУДАРЕНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРОВ С ЖЕСТКОЙ СТЕНКОЙ: ЭКСПЕРИМЕНТ, МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ И 3D SPH МОДЕЛИРОВАНИЕ

Родионов Е.С., Лупанов В.Г., Грачёва Н.А., Майер П.Н., Майер А.Е.  
Челябинский Государственный Университет, Челябинск

Модификация тестов Тейлора по соударению стержня по наковальне была реализована для случая медных, латунных и дюралюминиевых профилированных цилиндров. Цилиндр диаметром 8 мм и длиной в 40 мм был вырезан из прутка бескислородной меди М1, латуни ЛС-59-1 и дюралюминия Д16Т, а также был обточен в головной части для получения трех различных форм: 1) уменьшенный цилиндр диаметром 3 мм и длиной 10 мм; 2) такой же уменьшенный цилиндр диаметром 4 мм; 3) усеченный конус диаметром в вершине 2 мм и длиной 20 мм. Образцы запускались с помощью газовой пушки со скоростями до 217 м/с и сталкивались с жесткой наковальней из нержавеющей стали. Для разгона образцов применялся сжатый воздух давлением 10 бар, в области перед ударником создавалось пониженное давление 0.2 бар. Форма образцов подобрана таким образом, чтобы повысить деформации и скорости деформации на ударном конце. В случае цилиндров уменьшенного диаметра в головной части деформация близка к однородной по длине головной части, что позволяет сделать прямую оценку напряжения течения и скорости деформации. В случае латунных и дюралюминиевых образцов удалось получить образцы с различной степенью разрушения: образование мелких трещин и сколов, образование крупных трещин и полное разрушение головной части уменьшенного цилиндра и конуса (рис. 1).

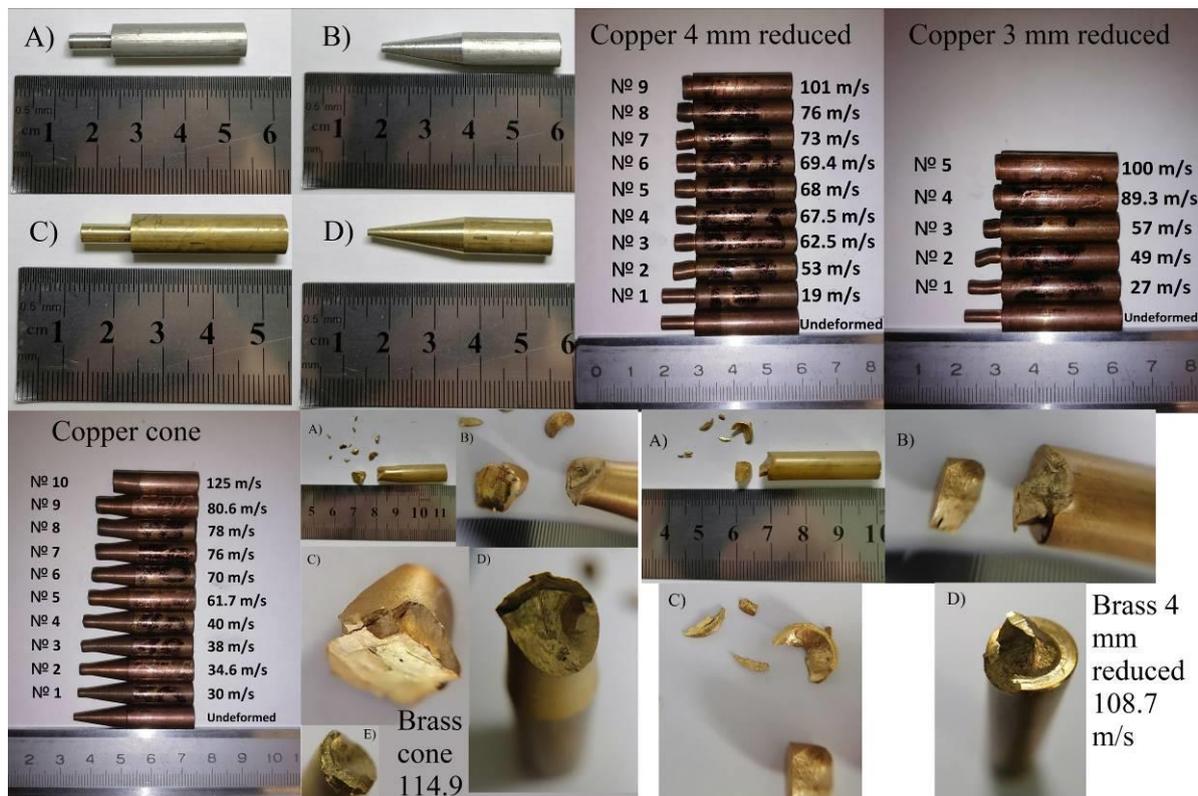


Рис.1. Фотографии деформированных ударников

Был проведен микроструктурный анализ деформированных и недеформированных образцов. Для недеформированных медных образцов характерна продольная текстура с полосами локализации, образующимися при получении холоднокатаного прутка, средний диаметр зерна составляет 18,5 мкм. При большом увеличении (1000x) четко визуализируется сетчатая структура субзерна с размером до 3 мкм. Деформированный образец

характеризуется наличием трещин и полос сдвига (на большей скорости соударения) на переходе от головной части уменьшенного диаметра к основной части цилиндра. Цилиндры, используемые в классическом тесте Тейлора, также характеризуются наличием сферических полостей со средним диаметром 15-30 мкм вблизи границы удара (рис. 2).

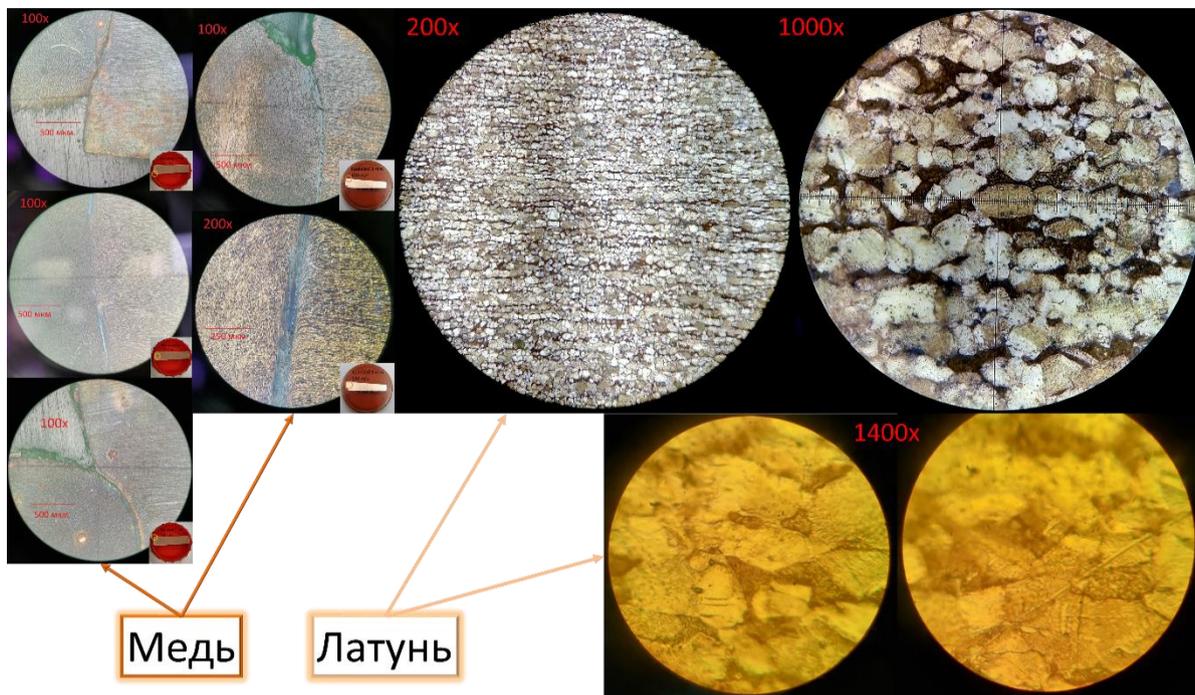


Рис.2. Фотографии микроструктуры деформированных медных и латунных ударников

Проведено трехмерное моделирование соударения и сравнение с результатами выполненных экспериментов. Для описания пластической деформации применена модель дислокационной пластичности, ранее верифицированная для ударно-волновых задач по соударению пластин металлов. Модель реализована в трехмерном случае с использованием численной схемы гидродинамики сглаженных частиц (SPH). Также модель включает уравнение состояния, реализованное в виде искусственной нейронной сети (ИНС) и обученное по данным молекулярно-динамического (МД) моделирования равномерного изотермического растяжения и сжатия меди. Окончательный вид образцов полученных в эксперименте и рассчитанных по модели совпадает с хорошей точностью.

*Работа поддержана Российским Научным Фондом (проект № 20-79-10229).*

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА И ФОРМЫ ПОРООБРАЗОВАТЕЛЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ

<sup>1,2</sup>Сенькина Е.И., <sup>1</sup>Буяков А.С., <sup>1</sup>Ложкомоев А.С.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Циркониевая керамика высоко ценится в эндопротезировании благодаря своей биоинертности и биосовместимости [1]. Оксидные керамики применяют в стоматологии, и протезировании суставов. Тем не менее, фактором, ограничивающим применение керамик в остеопротезировании, является высокая прочность и хрупкость, по сравнению с костной тканью [2], что обуславливает актуальность поиска механизмов управления структурно-зависимыми характеристиками керамик.

Для получения материала с необходимыми свойствами часто используют модифицирующие компоненты. Например, с помощью введения различных порообразователей возможно приближение не только механических свойств циркониевой керамики к свойствам кости, но и придание керамики структурного сродства с костным матриксом, благоприятно влияющим на осетointegrацию [3].

Цель исследования - определение влияния структурных параметров пор на механические свойства оксида циркония. В качестве порообразователей были выбраны частицы канифоли неправильной формы (НФ) со средним размером 400 мкм и частицы сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) сферической формы (СФ) со средним размером 60, 150 и 300 мкм.

Исходные порошковые составы исследуемых пористых керамик были подготовлены путем механического смешивания порошков  $ZrO_2(Y_2O_3)$  с порообразующими частицами. Содержание частиц составляло 50 об. % от общего объема смеси. Прессование осуществлялось в стальной пресс-форме при давлении 130 МПа. Удаление порообразующих частиц происходило путем отжига компактов в воздушной печи при температуре 1100 °С с выдержкой 1 час, спекание - при температуре 1600 °С, скорости нагрева 160 °С/час и с выдержкой в 1 час. Прочностные характеристики были исследованы путем радиального сжатия цилиндрических образцов и трехточечного изгиба образцов в виде балок. Структура поверхности керамики и размер пор были исследованы с помощью растровой электронной микроскопии (далее РЭМ) (см. рис. 1 и табл. 1).

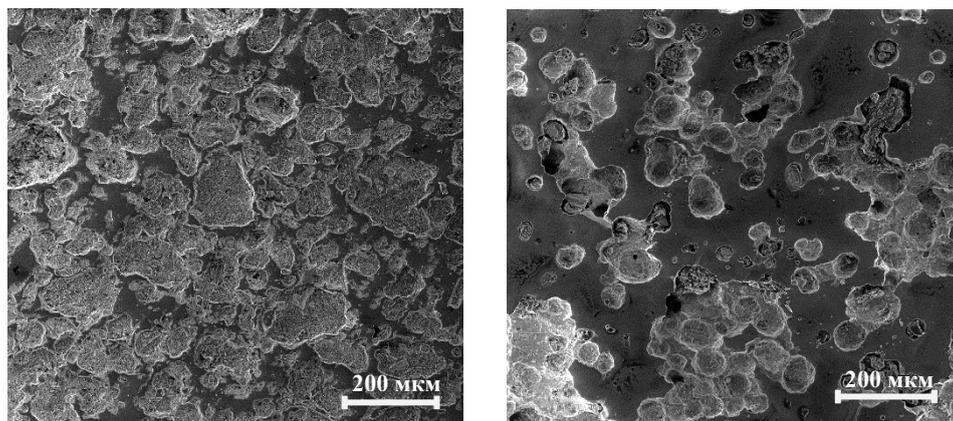


Рис. 1. РЭМ – изображения образцов а) НФ и б) СФ 60

Таблица 1. Размеры пор и пористость образцов после спекания

Состав	Размеры пор, мкм	Пористость образцов после спекания, %
НФ	156,8 ± 95,6	62
СФ 60	57,85 ± 26,55	74
СФ 150	97,71 ± 57,58	72
СФ 300	190,21 ± 98,67	73

Данные РЭМ свидетельствуют об уменьшении размера пор по сравнению с исходными размерами порообразующих частиц (см. таблица 1), что связано с усадкой образцов после спекания, которая составила около 50 об. %.

Полученные физико-механические характеристики указывают на соответствие значений прочности образцов с костной тканью согласно литературным данным (табл. 2) [4].

Таблица 2. Физико-механические характеристики образцов

Радиальное сжатие		
Состав	Прочность на растяжение, $\sigma$ , МПа	Модуль упругости, E, МПа
НФ	28,07 ± 3,15	73,16 ± 3,38
СФ 60	41,36 ± 0,86	75,97 ± 4,92
СФ 150	25,62 ± 5,06	60,40 ± 4,56
СФ 300	11,90 ± 1,72	32,38 ± 5,03
Трехточечный изгиб		
Состав	Предел прочности, $\sigma$ , МПа	Модуль упругости, E, МПа
НФ	116,71 ± 17,46	270,39 ± 23,52
СФ 60	64,50 ± 11,18	298,3 ± 19,36
СФ 150	67,99 ± 9,86	250,06 ± 59,58
СФ 300	42,50 ± 6,54	151,74 ± 51,84
Костная ткань (кортикальная)	80-200	4000–22000
Костная ткань (трабекулярная)	1,2-80	20-4000

Для образцов со сферической формой пор характерно уменьшение прочности и модуля упругости с ростом размера пор.

Поскольку поры в образцах НФ характеризуются нерегулярной формой с множеством концентраторов напряжений, унаследованной от введенных в исходный порошковый состав частиц канифоли, подверженной механической активации, следовало бы ожидать меньшие прочностные характеристики, по сравнению с керамиками, поры в которых получены путем введения сферических частиц СВМПЭ в исходные порошковые составы. Обнаруженный противоположный результат может быть обусловлен хрупкостью частиц канифоли, разрушающихся в процессе прессования порошковых масс, в отличие от СВМПЭ, деформируемого пластически. Вероятно, деформация частиц СВМПЭ могла стать причиной формирования микромеханически-нестабильной структуры керамики с множеством микротрещин, сформированных при релаксации напряжений в частицах порообразователя при одноосном прессовании порошковых масс.

*Работы выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002 и Плана НИР Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра на 2020-2022 г., тема Эколан М-1.9.*

1. Piconi C., Porporati A.A. Bioinert Ceramics: Zirconia and Alumina. Handbook of Bioceramics and Biocomposites. 2016. P. 59–89.
2. Кирилова И.А., Садовой М.А., Подорожная В.Т., Буякова С.П., Кульков С.Н. Керамические и костно-керамические имплантаты: перспективные направления // Хирургия позвоночника. 2013. № 4. С. 52–62.
3. Jones A.C., Arns C.H., Hutmacher D.W., Milthorpe B.K., Sheppard A.P., Knackstedt M.A. The correlation of pore morphology, interconnectivity and physical properties of 3D ceramic scaffolds with bone ingrowth // Biomaterials. 2009. Vol. 30(7). P. 1440–1451.
4. Athanasiou K.A., Zhu C.-F., Lanctot D.R., Agrawal C.M., Wang X. Fundamentals of Biomechanics in Tissue Engineering of Bone // Tissue Engineering. 2000. Vol. 6(4). P. 361–381.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V-Cr-W-Zr**

<sup>1,2</sup> Смирнов И.В., <sup>1,2</sup> Дитенберг И.А., <sup>1,2</sup> Гриняев К.В., <sup>1,2</sup> Тюменцев А.Н., <sup>3</sup> Чернов В.М.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

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

Изучение особенностей пластической деформации в зависимости от температуры является одним из необходимых этапов при создании ванадиевых сплавов, рассматриваемых в качестве кандидатов для эксплуатации в новых поколениях ядерных энергетических установок. Данный вопрос актуален как при разработке методов модификации структурно-фазового состояния, так и для понимания процессов трансформации микроструктуры в условиях экстремальных воздействий.

В настоящей работе методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности пластической деформации при разных температурах ванадиевого сплава системы V-Cr-W-Zr, характеризуемого высокими эффектами дисперсного упрочнения. Образцы сплава после последовательных термомеханической и химико-термической обработок подвергали активному растяжению при комнатной и повышенных (800 °С, 900 °С, 1000 °С) температурах.

Установлено, что повышение температуры растяжения сопровождается монотонным снижением значений кратковременной прочности (от 665 до 213 МПа) на фоне уменьшения пластичности (от 17 до 9 %).

В области однородного удлинения образцов влияния температуры растяжения на структуру не установлено. Кроме того, в представленном температурном интервале наноразмерные частицы на основе ZrO<sub>2</sub>, обеспечивающие эффективное дисперсное упрочнение, не претерпевают изменений.

В условиях подавленной дислокационной и диффузионной активности в случае растяжения при комнатной температуре в области локализации деформации обнаружено формирование субмикроструктурного структурного состояния. Таким образом, пластическая деформация и разрушение в области шейки происходит, фактически, в материале с субмикроструктурной структурой, что и объясняет сочетание высокого уровня кратковременной прочности и пластичности. Установлено, что в условиях высокопрочного состояния при комнатной температуре дислокационно-дисклинационный механизм является основным механизмом фрагментации и переориентации кристаллической решетки в сплаве V-Cr-W-Zr.

Повышение температуры растяжения характеризуется укрупнением элементов зеренно-субзеренной структуры, снижением плотности дислокаций и значений кривизны кристаллической решетки в области локализации деформации, что сопровождается снижением прочности и пластичности сплава. Показано, что термическая активация дислокационных механизмов препятствует достижению в области локализации деформации необходимых условий для реализации кооперативных мод деформации. В высокопрочном состоянии эти механизмы, по-видимому, не способны обеспечивать высокие показатели пластичности при высоких температурах

*Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета и центра коллективного пользования Института физики прочности и материаловедения СО РАН «NANOTEX».*

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

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТ САМООРГАНИЗОВАННОГО ПОВЕДЕНИЯ АНСАМБЛЕЙ МЕЗОДЕФЕКТОВ

<sup>1</sup>Соковиков М.А., <sup>1,2</sup>Симонов М.Ю., <sup>1</sup>Чудинов В.В., <sup>1</sup>Оборин В.А.,  
<sup>1</sup>Уваров С.В., <sup>1</sup>Наймарк О.Б.

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup>Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Целью данной работы является изучение одного из механизмов локализации пластической деформации обусловленного структурными переходами в ансамблях дефектов мезоуровня при различных видах нагружения [1].

Проводилось исследование механизма локализации пластического сдвига при динамическом нагружении на установке Гопкинсона – Кольского образцов специальной формы, обеспечивающих реализацию плоского деформированного состояния; образцов, в которых реализуется динамическое кручение, а также скошенных цилиндрических образцов (углы скоса  $2^0, 5^0, 7^0$ ) [2] из сплава АМг6, рис. 1а.

На оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания были нагружены образцы из сплава алюминия АМг6. При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение в виде формирования и выноса пробки. Температурные поля в реализованных процессах высокоскоростного деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M [3–12]. Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивостью для исследуемых материалов и реализованных режимах нагружения, рис. 1б.

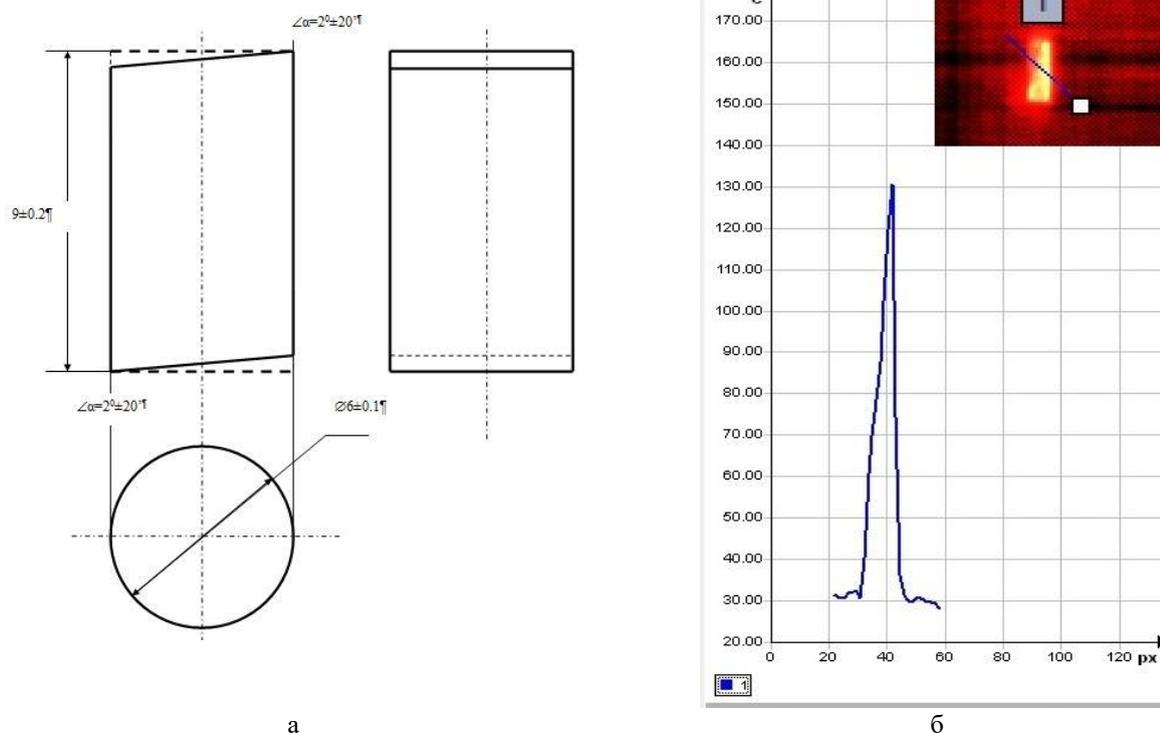


Рис. 1. Скошенный образец из сплава АМг6 для изучения локализации пластической деформации (а), изображение скошенного образца из сплава АМг6 в инфракрасных лучах в процессе эксперимента и зависимость температуры вдоль показанной координаты в выбранный момент времени (б)

Проведены динамические испытания образцов, специальной формы из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского с применением системы

неинвазивного измерения деформаций StrainMaster. Построены поля перемещений и деформаций в образцах специальной формы из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, испытанных при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона-Кольского.

Сравнение экспериментально полученных полей температур и полей деформаций с результатами проведенного численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале, дает удовлетворительное соответствие с точностью ~20%.

Сохраненные после эксперимента образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа. Структурный анализ показал коррелированное поведение ансамбля мезодефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов, а также данные численного моделирования [3–12], проведенного с учетом особенностей кинетики накопления мезодефектов в материале позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов и реализованных условий нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №21-79-30041).*

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физ. мезомех. 2003. Т. 6, № 4. С. 45–72.
2. Gianfranco D'Anna and Franco Nori Critical Dynamics of Burst Instabilities in the Portevin-Le Châtelier Effect // Physical Review Letters. 2000. V. 85, №19. P. 4096–4099.
3. Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма ЖТФ. 2014. Т. 40, Вып. 23. С. 82–88.
4. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // Вычисл. мех. сплошн. сред. 2015. Т. 8, №3. С. 319–328.
5. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В. Многомасштабные механизмы локализации пластической деформации при пробивании преград // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 5. С. 43–47.
6. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // Вычисл. мех. сплошн. сред. 2017. Т. 10, № 1. С. 103–112.
7. Сокоиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. Изучение механизма разрушения сплавов локализованным сдвигом при динамическом нагружении // Вычисл. мех. сплошн. сред. 2019. Т. 12, № 3. С. 301–312.
8. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Описание эффекта падения прочности сплава АМг6 с ростом температуры при динамическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. 2019. № 5. С. 5–14.
9. Sokovikov M.A., Uvarov S.V., Simonov M.Yu., Oborin V.A., Chudinov V.V., Naimark O.B. The study of mechanical and microstructural aspects of localized shear fracture in metals under dynamic loading // Science Direct Procedia Structural Integrity. 2019. V.18. P. 262–267.
10. Сокоиков М.А., Симонов М.Ю., Билалов Д.А., Ю.Н. Симонов Ю.Н., Наймарк О.Б. Локализация пластической деформации в сплаве АМг6 при динамическом нагружении // Физ. мезомех. 2020. Т. 23, № 2. С. 45–57.
11. Сокоиков М.А., Симонов М.Ю., Оборин В.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. Изучение разрушения локализованным сдвигом сплава амг6 при статическом и динамическом нагружении // Вычисл. мех. сплошн. сред. 2021. Т. 14, № 3. С. 300–311.
12. Сокоиков М.А., Оборин В.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. Экспериментальное исследование локализации пластической деформации в сплаве амг6 при различных видах динамического воздействия // Вестник ПНИПУ. Механика. 2021. №3. С. 154–162.

## УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 ПРИ РАЗНОЙ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ И ЧАСТОТЕ НАГРУЖЕНИЯ

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

<sup>1</sup>Авиационный регистр Российской Федерации, Московская область, Химки

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Разработана технология обработки материалов, состоящая из радиально-сдвиговой прокатки исходных прутков при 750-850 °С и последующего их старения при 450 °С в течение 5 ч [1]. Данная технология позволяет получить материал с ультрамелкозернистой структурой и была реализована применительно к титановому сплаву переходного класса VT22 (Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe). После применения рассматриваемой технологии предел текучести и прочности материала составил соответственно 1600 МПа и 1700 МПа.

Усталостные испытания с контролем нагрузки были проведены на образцах прямоугольного сечения (2×10 мм) с частотой 5 Гц, асимметрией цикла 0,1 в диапазоне уровней максимального напряжения цикла 1200-600 МПа. Изучены процессы накопления повреждений на разных этапах реализованной долговечности. Полученные результаты испытаний сопоставлены с ранее выявленным поведением материала на образцах круглого сечения в области сверхмногоциклового усталости при частоте 20 кГц [1]. Установлено, что долговечность образцов, испытанных при низкочастотном нагружении на три порядка ниже по сравнению с долговечностью, реализованной при высокочастотном нагружении (рис. 1). Этот эффект был исследован фрактографически с анализом стадийности и длительности распространения трещины.

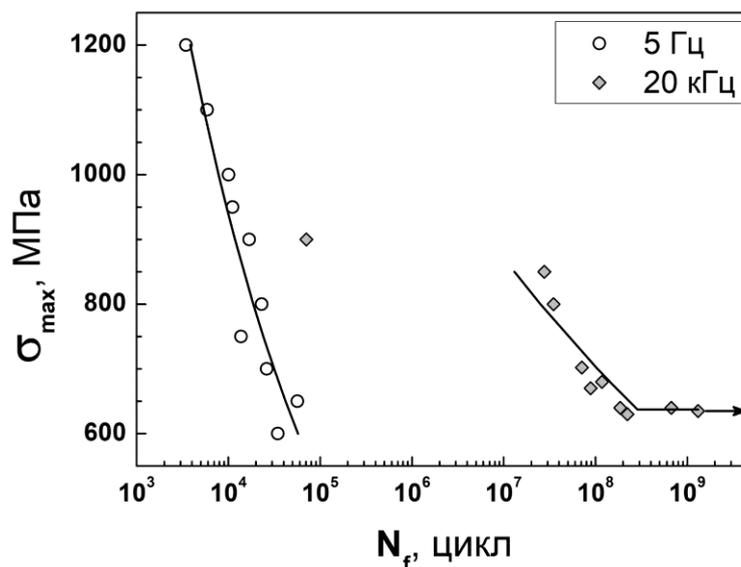


Рис. 1. Кривые усталости титанового сплава VT22 после радиально-сдвиговой прокатки и последующего старения при 450 °С в течение 5 ч, полученные при низко- (5 Гц) и высокочастотном (20 кГц) нагружении

В результате исследования изломов с применением сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO40 установлено, что трещины зарождались с поверхности и от угла сечения образца либо в непосредственной близости к углу. Дальнейшее развитие трещины сопровождалась формированием сначала области сглаженного рельефа с ориентированными в направлении продвижения трещины, расходящимися «волоконками», которую сменяла зона с выраженным бороздчатым рельефом, типичным для исследуемого сплава при стандартных технологиях его изготовления в области реализованных долговечностей до  $10^5$  циклов при максимальных напряжениях цикла выше 600 МПа [2]. Переход к этапу ускоренного роста трещины происходил при незначительном увеличении

длины трещины с образованием в изломе концентрических ямок с выраженными границами блочной структуры материала в виде вихрей.

Анализ величины шага усталостных бороздок показал, что во всём исследованном интервале напряжений шаг бороздок меняется незначительно в диапазоне от 80-90 до около 300 нм. По измеренным значениям шага усталостных бороздок для всех испытанных образцов была проведена оценка длительности периода распространения трещины в соответствии с методикой, представленной в [2, 3]. Установлено, что наибольшая длина усталостной трещины не превышает 0,65 мм при максимальном шаге зарегистрированных усталостных бороздок, составляющем 0,3 мкм. Это свидетельствует о том, что рост трещины на стадии образования бороздчатого рельефа происходит с практически одинаковой скоростью во всём исследованном диапазоне напряжений. В результате оценки относительной длительности периода распространения трещины установлено, что её величина снижается с увеличением долговечности образца.

Выполненная оценка величины коэффициента интенсивности напряжений, соответствующего переходу к стадии статического долома образца, совместно с измеренной максимальной длиной усталостной трещины показала, что при низкочастотном нагружении во всём исследованном диапазоне напряжений решающую роль в начальном развитии трещины играют области материала с исчерпанной пластичностью, которые сформированы вследствие реализованной технологии обработки материала. Выявленные закономерности и последовательности возникновения механизмов усталостного разрушения титанового сплава VT22 после радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением при низкочастотном нагружении указывают на то, что исследуемый материал обладает структурой с низким сопротивлением росту усталостной трещины. Однако на основании реализованной долговечности материал показал высокие значения по сравнению со стандартными способами обработки сплава, тем самым позволяя рекомендовать его применение в силовых элементах конструкций в условиях низкочастотного нагружения с использованием критерия безопасный ресурс [2].

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

1. Naydenkin E.V., Soldatenkov A.P., Mishin I.P., Oborin V.A., Shanyavskiy A.A. Very High Cycle Fatigue Failure of Near  $\beta$  Titanium Alloy // Physical Mesomechanics. 2021. V. 24, No. 3. P. 326–334.
2. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиационных конструкций. Синергетика в инженерных приложениях. Уфа: Монография. – 2003. – 800 с.
3. Shanyavskiy A.A., Losev A.I. Fatigue Crack Growth in Aeroengine Compressor Disks Made from Titanium Alloy // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 1999. V. 22, No. 11. P. 949–966.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

<sup>1,2</sup>Старикова У.С., <sup>1,2,3</sup>Соболева Н.Н., <sup>1,2,3</sup>Макаров А.В., <sup>4</sup>Харанжевский Е.В.

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>УрФУ им.Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>3</sup>Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

<sup>4</sup>Удмуртский государственный университет, Ижевск

Для защиты поверхности деталей от неблагоприятных факторов, например, от коррозии или окисления при высоких температурах, наносят покрытия на основе никеля.

В литературе имеются различные сведения о влиянии способа нагрева на структуру и свойства хромоникелевых покрытий, сформированных различными способами [1-3]. Для повышения абразивной износостойкости NiCrBSi покрытий, полученных газопорошковой лазерной наплавкой, был применен высокотемпературный отжиг [4]. Однако есть недостаток информации о том, как влияет высокотемпературный нагрев на свойства хромоникелевых покрытий, которые нанесены высокоскоростным лазерным сплавлением. Главными особенностями такого метода нанесения покрытий являются высокие скорости нагрева и охлаждения, а также формирование тонких поверхностных слоев [5].

Поэтому целью работы явилось изучение влияния термической обработки на микромеханические свойства хромоникелевых покрытий, полученным высокоскоростным лазерным сплавлением.

В качестве основы была использована сталь 30ХРА, в качестве наплавляемого материала – хромоникелевый порошок марки ПГ-СР2. После наплавления слоя образцы были подвержены высокотемпературному нагреву при температурах 800°C, 950°C, 1075°C с последующим охлаждением в печи, а затем проводилось сравнение с образцами в наплавленном состоянии.

Результаты показали, что после часовой выдержки при температурах 950°C, 1075°C средние значения микротвердости хромоникелевого покрытия уменьшаются по сравнению с образцом в наплавленном состоянии и образцом после термической обработки при 800°C. Также наблюдается снижение показателей твердости вдавливания при максимальной нагрузке Н<sub>ГТ</sub> и твердости по Мартенсу Н<sub>М</sub>, определенных при инструментальном микроиндентировании.

*Работа выполнена в рамках государственных заданий ИФМ УрО РАН по темам № 121102900049-1 и № АААА-А18-118020190116-6 и ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4. Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

1. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / О. И. Шевченко. Нижний Тагил, Изд-во НТИ (ф) УГТУ-УПИ. – 2006. – 290 с.
2. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой // МиТОМ. 2015. № 3. С. 39–46.
3. Соболева Н.Н., Макаров А.В. Влияние условий высокотемпературной обработки на структуру и трибологические свойства наплавленного лазером покрытия на никелевой основе // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. 2021. Т. 27. № 5. С. 67–77.
4. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. // Патент № 2492980 РФ. Оpubл. в БИМП. 2013. № 26.
5. Харанжевский Е.В., Ипатов А.Г. Структура и топография поверхностных слоев, полученных лазерным высокоскоростным спеканием порошков Fe-C-Ni, Fe-C-Cu // Вестник удмуртского университета. Серия физика и химия. 2010. № 1. С.74–83.

**ИНДУЦИРОВАНИЕ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiTiHf ПРИ РАСТЯЖЕНИИ**

Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Марченко Е.С.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Высокопрочные сплавы с памятью формы, испытывающие стабильные функциональные свойства при высоких температурах, в настоящее время находятся под пристальным научным вниманием. Одним из наиболее активно исследуемых сплавов, удовлетворяющим значительному спектру необходимых свойств, является NiTiHf [1, 2], поскольку помимо высоких прочностных характеристик (благодаря высоконикелевому химическому составу  $Ni > 50$  ат.%) и коррозионной стойкости обладает возможностью управлять своими функциональными свойствами посредством выделения дисперсных частиц H-фазы [1]. Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) являются перспективными для использования в качестве актуаторов, поскольку обладают наилучшей плотностью энергии среди всех известных материалов и систем. А наличие в материале двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) дополнительно улучшает возможности актуаторов и позволяет не использовать внешние напряжения для возвращения рабочего элемента в исходное положение, что необходимо при использовании одностороннего ЭПФ. Обнаружено, что выдержка в мартенсите под нагрузкой (ВМН) может в значительной степени влиять на закономерности проявления функциональных и механических свойств в материалах за счет химической стабилизации мартенсита [3–6], благодаря чему можно наблюдать появление ферроэластичности, ДЭПФ, увеличение прочностных свойств, и повышение характеристических температур мартенситных превращений (МП). Однако, на текущий момент отсутствуют работы о возможности наведения ДЭПФ за счёт ВМН в поликристаллах NiTiHf с крупным размером зерна, поэтому целью настоящей работы является исследование влияния подобной выдержки на закономерности развития термоупругих мартенситных превращений в состаренных при 773 К, 3ч поликристаллах сплава Ni<sub>50.3</sub>Ti<sub>32.2</sub>Hf<sub>17.5</sub> (ат. %) при растяжении.

Поликристаллы сплава Ni<sub>50.3</sub>Ti<sub>32.2</sub>Hf<sub>17.5</sub> (ат. %) получены путем электродуговой плавки из компонентов высокой чистоты (99.99 %). Образцы для растяжения вырезались до размеров 20x1.5x2.5 мм<sup>3</sup> в виде двусторонних лопаток посредством электроискровой резки и в дальнейшем механически шлифовались и электролитически полировались. Средний размер зерна в поликристаллах составлял ~36 мкм и не наблюдалось его значительного изменения после проведения дополнительных термических обработок.

В поликристаллах Ni<sub>50.3</sub>Ti<sub>32.2</sub>Hf<sub>17.5</sub>, состаренных при 773 К, 3ч (исходные поликристаллы), термоупругие В2-В19' МП при охлаждении/нагреве наблюдаются при высоких температурах:  $M_s = 421$  К,  $M_f = 407$  К,  $A_s = 439$  К,  $A_f = 453$  К. Близкие характеристические температуры МП были получены ранее на поликристаллах Ni<sub>50.3</sub>Ti<sub>29.7</sub>Hf<sub>20.0</sub> (ат. %) после экструзии при 900°C и затем состаренных при 773 К, 3ч [1].

Экспериментально обнаружено и подтверждено, что старение 773 К, 3ч приводит к выделению дисперсных частиц H-фазы, размером 10-15 нм, которые имеют гранецентрированную орторомбическую решетку [7]. При этом варианты В19'-мартенсита содержат высокую плотность составных (001) нанодвойников и включают в себя наноразмерные частицы H-фазы. Подобная структура ранее также наблюдалась в работах [8].

Режим ВМН был следующим: к материалу, находящемуся в аустенитном состоянии, прикладывались растягивающие напряжения 300 МПа, затем охлаждением инициировалось прямое МП, после чего материал нагревался до 155°C и происходила выдержка в течение 12 часов. Значения режима выбирались исходя из того, что 300 МПа – максимальная величина приложенной нагрузки, при которой материал не разрушается, а 155°C – максимальная температура, при которой возможно существование мартенсита. Максимальное время выдержки в мартенситном состоянии составляло 12 часов и было выбрано таким образом,

чтобы за последние 3 часа выдержки не было изменения в характеристических температурах и кривых  $\varepsilon(T)$ , после чего состояние материала считалось стабильным и проводилось исследование ДЭПФ.

Экспериментально показано, что ВМН приводит к изменению закономерностей развития термоупругих МП в состаренных поликристаллах сплава  $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ .

При охлаждении/нагреве в свободном состоянии в исходных образцах развитие В2-В19' МП проходит с образованием самоаккомодирующей структуры В19'-мартенсита и не сопровождается изменением размеров и формы образца. Тогда как ВМН генерирует в материале высокотемпературный ДЭПФ с величиной полностью обратимой деформации 2.3% при  $T > 373$  К. Величина ДЭПФ 2.3% превышает полученные ранее значения в поликристаллах  $\text{NiTiHf}$  за счет тренировок. В работе [9] на поликристаллах сплава  $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{29.7}\text{Hf}_{20}$  (ат. %) после экструзии и последующей тренировки (100 циклов под действием нагрузки 150 МПа) при деформации растяжением максимальная полученная величина обратимого ДЭПФ составляет 1.5% (после 10 циклов), а после старения при 823К, 3ч наблюдаемая величина ДЭПФ равна 1.3% (после тренировки 100 циклов при приложенных 200 МПа). Только на прутках после экструзии, состаренных при 823К, 3ч, после длительных тренировок (600 и 1600 циклов под действием нагрузки 145 МПа) смогли получить величину ДЭПФ до 3% при деформации кручением. Таким образом, ВМН является эффективным инструментом для наведения ДЭПФ в сплавах  $\text{NiTiHf}$ .

Необходимо отметить, что при низких приложенных напряжениях (100 МПа) ВМН приводит к значительному увеличению обратимой деформации  $\varepsilon_{\text{rev}}$  от 2.7% до 3.7% по сравнению с исходным состоянием, что связано с генерацией ДЭПФ. С увеличением внешних напряжений до 200 МПа и 300 МПа в исходных кристаллах  $\varepsilon_{\text{rev}}$  достигает своих максимальных значений 4.5 ( $\pm 0.3$ )% и ВМН не оказывает влияния на ее величину. Максимальная наблюдаемая величина обратимой деформации находится в соответствии с работами на поликристаллах сплава  $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{29.7}\text{Hf}_{20}$  (ат. %) [10], где она составляет 4.7% при деформации растяжением.

Таким образом, получено, что в поликристаллах сплава  $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$  (ат. %), отожженных при 773К, 3ч с размером зерна  $\sim 36$  мкм, возможно индуцировать высокотемпературный ДЭПФ с величиной обратимой деформации до 2.3% при растяжении посредством выдержки в мартенситном состоянии в течение 12 часов при температуре 428К под постоянной нагрузкой 300 МПа. Данная величина высокотемпературного ДЭПФ является одной из наибольших в литературе, а способ получения – наиболее простой.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России проект №FSWH-2020-0022.*

1. Karaca H.E. et. al. Effects of nanoprecipitation on the shape memory and material properties of an Ni-rich NiTiHf high temperature shape memory alloy // Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 7422–7431.
2. Hayrettin C. et. al. Two way shape memory effect in NiTiHf high temperature shape memory alloy tubes // Acta Materialia. 2019. V. 163. P. 1–13.
3. Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects // Materials Science & Engineering A. 2001. V. 312. P. 207–218.
4. Timofeeva E.E. et. al. The effect of stress-induced martensite ageing on the two-way shape memory effect in  $\text{Ni}_{53}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{22}$  single crystals // Materials Letters. 2018. V. 228. P. 490–492.
5. Tsuchiya K. et. al. Effect of aging on the rubber-like behavior in Cu-Zn-Al martensites // Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. V. 32. P. 259–264.
6. Kustov S. et. al. Chemical and mechanical stabilization of martensite // Acta Materialia. 2004. V. 52. P. 4547–4559.
7. Yang F. et. al. Structure analysis of a precipitate phase in an Ni-rich high-temperature NiTiHf shape memory alloy // Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 3335–3346.
8. Santamarta R. et. al. TEM study of structural and microstructural characteristics of a precipitate phase in Ni-rich Ni-Ti-Hf and Ni-Ti-Zr shape memory alloys // Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 6191–6206.
9. Atli K.C. et. al. Work production using the two-way shape memory effect in NiTi and a Ni-rich NiTiHf high-temperature shape memory alloy // Smart Materials and Structures. 2015. V. 24. 125023.
10. Saghaian S.M. et. al. Tensile shape memory behavior of  $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{29.7}\text{Hf}_{20}$  high temperature shape memory alloys // Materials & Design. 2016. V. 101. P. 340–345.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА НА МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ**<sup>1</sup>Терюкалова Н.В., <sup>1</sup>Новицкая О.С., <sup>1</sup>Сизова О.В., <sup>2</sup>Леонов А.А., <sup>2</sup>Денисова Ю.А.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Медь и её сплавы находят широкое применение в качестве элементов электрических контактов (в том числе, скользящих) из-за сочетания пластичности и механической прочности, хорошей тепло- и электропроводности и хорошей обрабатываемости. Однако, низкая твердость и плохая износостойкость меди и медных сплавов становится критическими факторами быстрого выхода из строя трибологических компонентов. Для увеличения срока службы трибологических компонентов на основе меди необходима модификация поверхности для дальнейшего повышения твердости и износостойкости. В настоящее время наиболее распространенным методом для модификации поверхности металлов и сплавов является метод вакуумно-дугового напыления, который позволяет обеспечить наилучшую адгезионную прочность покрытия к подложке, благодаря высокой степени ионизации металлической плазмы [1-3]. Сочетание твердого покрытия и пластичной подложки зачастую сопровождается преждевременным разрушением покрытия при трении вследствие несовместной деформации покрытия и подложки. Для решения данной проблемы в работах [4-5] использовали диффузию легирующих элементов в поверхностный слой пластичного материала с образованием твердых соединений.

Целью данной работы было исследование структуры и свойств азотированных покрытий на основе титана с различными переходными слоями, нанесенных на медную подложку.

Осаждение покрытий из титана проводили плазменно-ассистированным вакуумно-дуговым методом в среде чистого аргона на установке ННВ-6.6-И1. Азотирование покрытий происходило на специализированной ионно-плазменной установке в плазме тлеющего разряда низкого давления с полым катодом.

Морфология и толщина покрытий анализировалась методами оптической микроскопии на лазерном конфокальном микроскопе «LEXT OLS4000» и растровой электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе «Quanta» с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором и сканирующем электронном микроскопе «LEO EVO 50».

Исследование адгезионной прочности покрытий к подложке проводили методом скретч-тестирования на приборе «Revetest-RST» с нагрузками от 0,5 Н до 50 Н. Трибологические испытания образцов проводили на триботестере фирмы «TRIBOtechnic». Трение проводилось по схеме «шарик – диск» в условиях граничной смазки с нагрузками 1, 3 и 5 Н. со скоростью скольжения  $V = 0,1$  м/с в течение 2 часов. Шарик был изготовлен из оксида алюминия.

Исследования показали, что полученные покрытия имеют слоистую структуру, которая представляет собой переходный слой, слой титана и азотированный слой. Общая толщина покрытия с промежуточным подслоем составляла  $11 \div 13$  мкм. Нанотвердость азотированного покрытия Ti с подслоем Cu+Ti составила  $1680 \text{ HV}_{0,02}$ , азотированное покрытие Ti с подслоем Cu+NiCr имело твердость  $945 \text{ HV}_{0,02}$ .

Результаты скретч-тестирования азотированных покрытий титана с разными переходными слоями (рис. 1) свидетельствуют о том, что переходный слой Cu+Ti обеспечивает большую адгезионную прочность, по сравнению с переходным слоем Cu+NiCr. Покрытие Ti с переходным слоем Cu+Ti сохраняется вплоть до окончания испытаний, наблюдаются лишь трещины на конечном отрезке царапины. Азотированное покрытие Ti с переходным слоем Cu+NiCr при нагрузках, превышающих  $\sim 25$  Н начинает разрушаться.

При анализе дорожек трения покрытий при нагрузках 1-3 Н следов износа обнаружено

не было. При нагрузке 5 Н происходило выглаживание поверхности покрытия и вдавливанием покрытия в пластичную подложку.

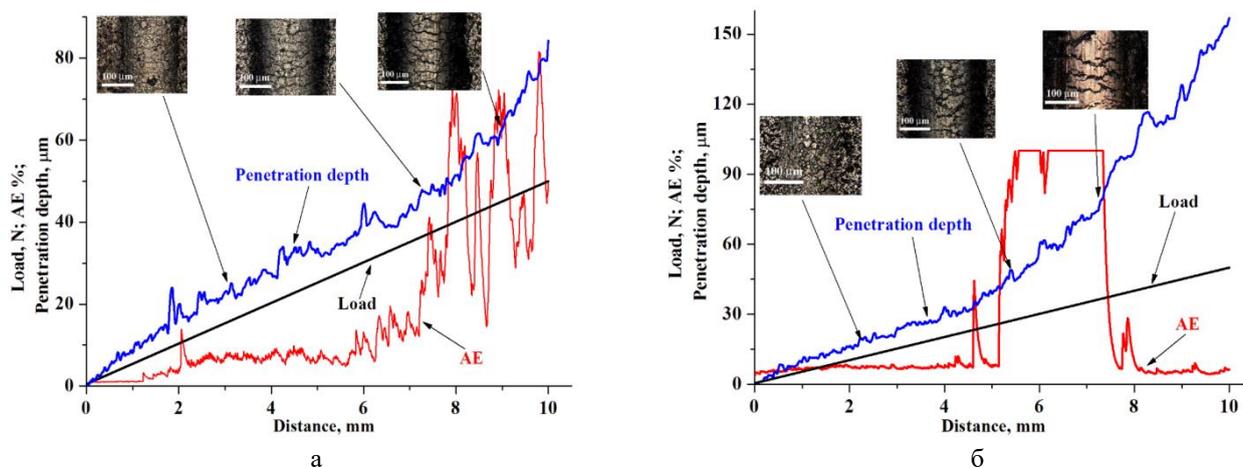


Рис. 1. Результаты скретч-тестирования азотированных покрытий Ti с переходным слоем Cu+Ti (а) и переходным слоем Cu+NiCr (б), нанесенных на медную подложку

В случае азотированного покрытия Ti с подслоем Cu+Ti шероховатость после трения с нагрузкой 5 Н равна  $R_z = 2,64$  мкм, тогда как исходная шероховатость покрытия была  $R_z = 3,70$  мкм. Исходная шероховатость азотированного покрытия Ti на подслое Cu+NiCr была  $R_z = 7,95$  мкм, а шероховатость следа трения этого покрытия составила  $R_z = 3,85$  мкм. Значение коэффициента трения при нагрузке 5 Н для покрытия с переходным слоем Cu+Ti равно 0,10, а в случае переходного слоя Cu+NiCr равно 0,11.

На основе полученных экспериментальных результатов установлено, что азотированные покрытия Ti с переходным слоем Cu+Ti и с переходным слоем Cu+NiCr имеют хорошую адгезию к медной подложке. Покрытие TiN с переходным слоем Ti+Cu выдерживает нагрузки до 25 Н, после чего начинает отслаиваться от подложки. Азотированные покрытия с различным составом промежуточного слоя при граничном трении в паре с твердым сплавом практически не изнашиваются, происходит лишь выглаживание поверхности покрытия.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

1. Markov A., Yakovlev E., Shepel D., Besttetti M. // Results in Physics. 2019. V. 12. P. 1915–1924.
2. Денисов В.В., Денисова Ю.А., Варданян Е.Л., Островерхов Е.В., Леонов А.А., Савчук М.В. // Известия вузов. Физика. 2021. Т.64, №1. С. 125–129.
3. Колубаев А.В., Сизова О.В., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Терюкалова Н.В., Новицкая О.С., Белый А.В. // Физ. мезомех. 2022. Т. 25, № 2. С. 35–46.
4. Zhu Y.D., Yan M.F., Zhang Y.X., Zhang C.S. // J. Mater. Eng. Perform. 2018. V. 27(3). P. 961–969.
5. Huang M.D., Liua Y., Meng F.Y., Tong L.N., Li P. // Vacuum. 2013. V.89. P. 101–104.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo**

Тимофеева Е.Е., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Тагильцев А.И., Янушоните Э.И., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В работе представлено исследование влияния термических обработок на микроструктуру и закономерности развития термоупругих мартенситных превращений (МП) в монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  (ат.%). Известно, что сплавах NiFeGaCo увеличение содержания кобальта приводит к уменьшению температуры начала МП при охлаждении,  $M_s$ , вплоть до полного подавления мартенситных превращений (МП) при содержании кобальта более 10ат.% [1, 2]. Т.е. в сплавах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  эффект памяти формы (ЭПФ) проявляется при очень низких температурах. Аналогичная ситуация наблюдается в сплавах TiNi, где с большим содержанием никеля. Для снятия пресыщения по никелю в сплавах TiNi применяют старение, в ходе которого выделяются частицы вторичных фаз, что повышает температуры МП, понижает минимальные напряжения образования ориентированного мартенсита, приводит к высоким прочностным свойства В2-фазы и широкому интервалу СЭ. В сплавах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  таких исследований не проводилось.

Монокристаллы выращены методом Бриджмена. Исследования проводились на монокристаллах после роста и кристаллах, отожженных при 1448 К в течение 1 ч с последующей закалкой в воде. После закалки монокристаллы подвергали старению при температурах 673-1173 К с последующей закалкой. Температуры МП исследовались по температурной зависимости электрического сопротивления. Электронно-микроскопические исследования проводились на Hitachi HT-7700.

Установлено, что в монокристаллах после роста содержат частицы  $\gamma$ -фазы с ГЦК-структурой размером 200-500 нм и объемной долей  $\sim 1-2\%$ . Аустенит имеет  $L2_1$ -структуру. В этих рефлексах на темнопольных изображениях видны термические антифазные границы. Закалка приводит к растворению частиц  $\gamma$ -фазы и образованию антифазных доменов 20-50 нм, которые представляют собой смесь В2- и  $L2_1$ -фаз, что наблюдалось на сплавах NiFeGa в [3-4]. Наличие В2-фазы связано с проведением отжига выше температуры порядок-беспорядок (для NiFeGa 973К [3]). Следовательно, в закаленном состоянии степень порядка понижается по сравнению с исходным состоянием после роста, что вызывает сильное увеличение температур. Это согласуется с работами [4-6], где доказано, что изменение порядка посредством термических обработок в сплавах NiFeGa и др. сплавах с памятью формы оказывает сильное на температуры МП. Уменьшение степени порядка высокотемпературной фазы снижает стабильность аустенита и приводит к росту температуры равновесия фаз  $T_0$  и, следовательно, к росту температуры начала МП при охлаждении  $M_s$ .

После старения при температурах 673-1173 К температуры МП изменяются немонотонно по сравнению с закаленными кристаллами. После старения при 673 и 773 К температуры МП увеличиваются относительно закаленных максимум на 50 К. Электронномикроскопически показано, что старение при 773 К вызывает выделение частиц  $\gamma$ -фазы размером 50-70 нм и объемной долей 4-6 %. Выделившаяся фаза вызывает в матрице уменьшение кобальта, что в соответствии с [3] может привести к увеличению температур. Данный фактор является более значимым по сравнению двумя другими. Первый – дисперсное упрочнение, которое должно приводить к упрочнению высокотемпературной фазы и появлению упругих полей напряжений, что должно приводить к понижению температур МП. Второй фактор – изменение степени порядка, которое происходит после старения при 773 К закаленных кристаллов. Электронномикроскопически установлено, что после старения при 773 К домены, соответствующие порядку  $L2_1$ -структуры увеличиваются

в размерах.

Старение при температурах выше 773 К вызывает понижение температур МП, что согласуется с данными, полученными в [4-7] на монокристаллах NiFeGa. При этом частицы  $\gamma$ -фазы увеличиваются в размерах. Проведено электронномикроскопическое исследование микроструктуры монокристаллов после старения при 1173 К, 1 ч. Показано, что такое старение, в отличие от сплавов NiFeGa, приводит к растворению частиц вторичной фазы.

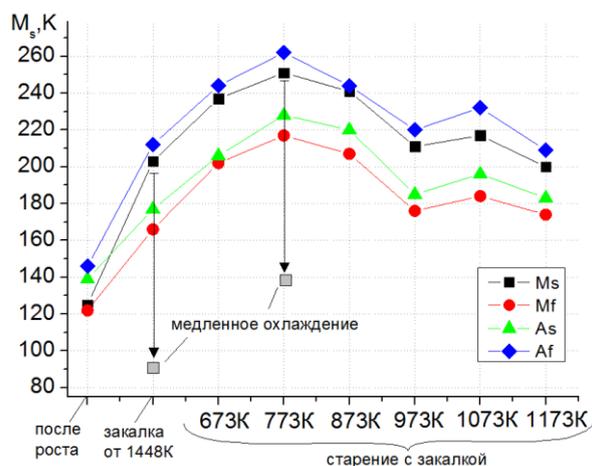


Рис. 1. Зависимости температур МП от режима термической обработки

Экспериментально установлено, что температуры МП в монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  (ат.%) сильно зависят от способа охлаждения после термической обработки. Если после высокотемпературного отжига при 1448 К, 1 ч и после старения при 773 К, 1 ч проводить медленное охлаждение, то это должно вызывать увеличение степени порядка, как в закаленных, так и в состаренных монокристаллах, а значит, понижение температур МП. Действительно, в закаленных монокристаллах дополнительное низкотемпературное старение привело к уменьшению температуры  $M_s$  до 90 К, а в состаренных при 773 К – до 140 К.

Таким образом, экспериментально установлены закономерности влияния режима термических обработок (при различных температурах и способах охлаждения) на температуры МП и микроструктуру монокристаллов  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  (ат.%).

*Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ Russian Science Foundation (grant No. 21-19-00287).*

1. Chen H., Wang Y.-D., Nie Z., et al. // Nat. Mater. 2020. Vol. 19. P. 712–718.
2. Wang D.P., Chen X., Nie Z.H. // Europhys. Lett. 2012. Vol. 98. P. 46004.
3. Oikawa K., Ota T., Ohmori T., et al. // Appl. Phys. Lett. 2002. 81 Vol. 81. P. 5201–2503.
4. Santamarta R., Cesari E., Font J., et al. // Scr. Mater. 2006. Vol. 54. P. 1985–1989.
5. Santamarta R., Font J., Muntasell J., Masdeu F., Pons J., Cesari E., Dutkiewicz J. // Scripta Materialia. 2006. Vol. 54. P. 1105–1109.
6. Omori T., Kamiya N., Sutou Y., Oikawa K., Kainuma R., Ishida K. // Materials Science and Engineering A. 2004. Vol. 378. P. 403–408.
7. Timofeeva E.E., Panchenko E.Yu., Chumlyakov Yu.I. // Russian Physics Journal. 2007. Vol. 50(10). P. 980–984.

## ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПО СХЕМЕ КОНФОРМ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr

Ткачев М.С., Бодякова А.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Высокопрочные и высокопроводящие медные фольги могут найти применение в современной электротехнике в качестве материала для миниатюрных плат, который помимо функциональной нагрузки будет иметь несущую способность. Показано, что равноканальное угловое прессование (РКУП) обеспечивает значительное повышение прочностных свойств медных сплавов без существенного снижения пластичности и электрической проводимости [1]. РКУП по схеме Конформ (РКУП-К) позволяет производить промышленные длинномерные высокопрочные заготовки с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, последующая прокатка позволит дополнительно упрочнить материал и сформировать необходимую геометрию высокопрочных и высокопроводящих медных листов, шин или фольг. Таким образом, актуальным представляется исследовать влияние комплексной деформации, включающей как РКУП-К так и прокатку на структуру низколегированных медных сплавов, которая определяет их свойства.

В качестве материала исследования был выбран сплав Cu-0,1%Cr-0,1%Zr (вес.%). Сплав был подвергнут закалке при температуре 920 °С в течение 1 ч с охлаждением в воду и старению при температуре 500 °С 4 ч с охлаждением в воде. Равноканальное угловое прессование проводили при комнатной температуре по маршруту Вс в матрице с углом пересечения каналов 120°. За один проход величина накопленной деформации составляла около 0,8. Осуществлялось 4 и 8 проходов РКУП-К. Холодную прокатку (ХП) проводили при комнатной температуре со степенью обжатия, близкой к 45%, 65%, 95%. Степень деформации за каждый проход составляла 15-20 %. Образцы для микроструктурных исследований вырезали из заготовки вдоль направления прокатки, перпендикулярно плоскости прокатки. Анализ микроструктуры осуществляли на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEI, оснащённом камерой для фиксации картин дифракции обратно-рассеянных электронов. Долю большеугловых границ (БУГ), средний угол разориентировки границ, гистограммы распределения границ кристаллитов по размерам рассчитывали с помощью программного обеспечения OIM Analysis. Долю УМЗ структуры рассчитывали как долю зерен диаметром менее 2 мкм, долю динамически рекристаллизованной структуры определяли с помощью функции Grain Orientation Spread [2].

В исходном состоянии наблюдаются крупные зерна диаметром 58,8 мкм. Зерна свободны от МУГ, практически в каждом зерне присутствуют двойники отжига. Равноканальное угловое прессование приводит к формированию малоугловых границ (МУГ), которые с ростом степени деформации увеличивают разориентировку и трансформируются в БУГ. Зерна и субзерна имеют практически равноосную форму, ультрамелкие зерна формируются в основном цепочками в полосах микросдвига. После 4 проходов наблюдается частично-сформированная УМЗ структура с относительно высокой долей МУГ, которая превышает 50%. После 8 проходов доля БУГ превышает МУГ, можно считать, что в образцах наблюдается развитая УМЗ структура. Прокатка КЗ материалов также сопровождается формированием МУГ на ранних этапах деформации, исходные зерна вытягиваются вдоль направлении прокатки, с ростом степени деформации растет доля БУГ и после 95% обжатия доля БУГ составляет более 50%. Прокатка образцов после РКУП-К приводит к вытягиванию ультрамелких зерен в направлении прокатки, при этом увеличивается доля БУГ с ростом степени деформации. Увеличение плотности границ в УМЗ структуре с ростом степени деформации при прокатке не наблюдается.

Изменение основных параметров микроструктуры с ростом степени деформации представлено на рисунке 1. Средний размер зерен снижается с ростом степени деформации.

После 95% прокатки средний размер зерен составляет 0,79 мкм, 0,43 мкм и 0,29 мкм для образцов в исходном КЗ состоянии, после 4 и 8 проходов РКУП-К, соответственно. Средний угол разориентировки границ кристаллитов снижается с 43° до 9° после 45% прокатки, и растет при дальнейшей деформации. Средний угол разориентировки в образцах с УМЗ структурой постепенно растет с увеличением степени обжатия с 13-19° до 26-33°. Доля БУГ изменяется аналогично среднему углу разориентировки границ.

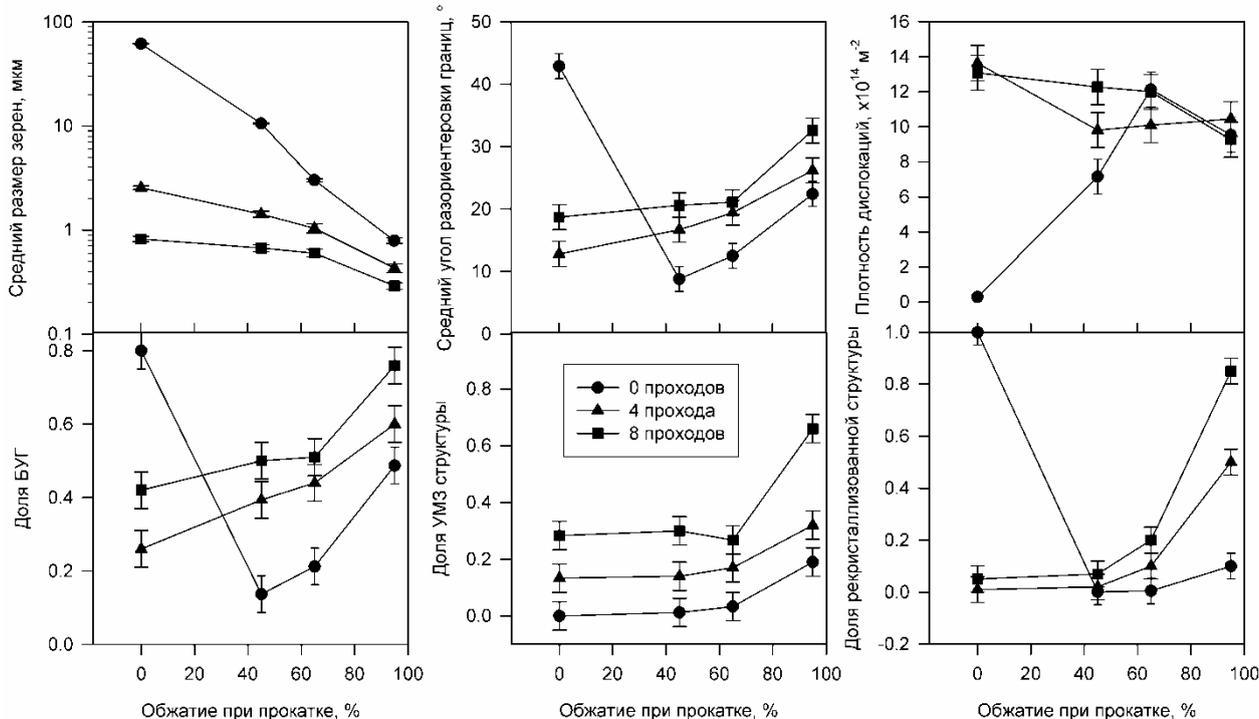


Рис. 1. Влияние обжатия при прокатке на средний размер зерен, средний угол разориентировки границ кристаллитов, плотность дислокаций, долю БУГ, долю УМЗ структуры, долю динамически рекристаллизованной структуры в низколегированном медном сплаве системы Cu-Cr-Zr

Плотность дислокаций немонотонно изменяется после прокатки, максимум наблюдается после 65% обжатия и составляет  $12 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . В образцах после 4 и 8 проходов РКУП-К прокатка приводит к снижению плотности дислокаций с  $(13-14) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$  до  $(9-10) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Доля УМЗ структуры определяется количеством проходов РКУП-К до 65% обжатия при прокатке. Рост степени деформации до 95% приводит к значительному увеличению доли УМЗ структуры. Доля динамически рекристаллизованной структуры (кристаллитов с низким искажением решетки) растет с обжатием при прокатке, активный рост доли УМЗ структуры наблюдается после 65% обжатия. После 95% прокатки доля УМЗ структуры достигает 0,1, 0,5, 0,85 для образцов после 0, 4 и 8 проходов РКУП-К.

*Работа выполнена за счет средств гранта Российского научного фонда № 21-79-00062, <https://rscf.ru/project/21-79-00062/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

1. Murashkin M.Y. et al. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity //Journal of materials science. 2016. V. 51, №. 1. P. 33–49.
2. Bodyakova A. et al. Thermal stability of gradient microstructure in a low-alloyed Cu-Cr-Zr alloy //Materials Letters. 2021. V. 304. P. 130531.

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ИСХОДНОГО АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Ткачѐв Е.С., Борисова Ю.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Существенным недостатком современных мартенситных сталей с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота является их повышенная склонность к хрупкому разрушению после термической обработки, включающей нормализацию и последующий отпуск при температурах  $\leq 750^\circ\text{C}$  [1,2]. Известно, что для большинства сталей вязкость разрушения может быть улучшена за счет измельчения зеренной структуры. Однако влияние размера зерен на ударную вязкость мартенситных сталей не установлено однозначно из-за сложной иерархической структуры реечного мартенсита. В настоящей работе представлено исследование влияния размера исходного аустенитного зерна, формирующегося при аустенизации, на ударную вязкость стали Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,012B-0,007N.

Известно, что исходные аустенитные зерна (ИАЗ) в теплотехнических сталях мартенситного класса формируются в процессе аустенизации при нагреве выше критических точек АС1 и АС3. Основными факторами, определяющими размер ИАЗ в данных сталях являются: температура аустенизации, время выдержки при температуре аустенизации, наследственный размер ИАЗ стали в исходном состоянии перед аустенизацией и объемная доля частиц при температуре аустенизации [3-6]. Увеличение температуры и времени выдержки приводит к росту аустенитных зерен, тогда как частицы вторых фаз сдерживают миграцию границ и препятствуют росту зерен. В 9%Cr сталях мартенситного класса при температуре аустенизации 1000-1150 $^\circ\text{C}$  в равновесии с аустенитом находятся только частицы карбонитридов MX, обогащенные Nb. Существенное влияние на размер ИАЗ оказывает исходное состояние сталей перед аустенизацией, поскольку начальный размер аустенитных зерен при нагреве может наследоваться при обратном превращении феррит  $\rightarrow$  аустенит по сдвиговому механизму.

Для формирования исходной мартенситной структуры с различным размером ИАЗ была проведена обработка включающая аустенизацию при температурах 1000, 1050, 1100 и 1150 $^\circ\text{C}$  длительностью 0,5 часа и последующую нормализацию (охлаждение на воздухе до комнатной температуры). Полученные зависимости среднего размера ИАЗ, твердости и ударной вязкости (KCV) от температуры нормализации представлены на рис. 1.

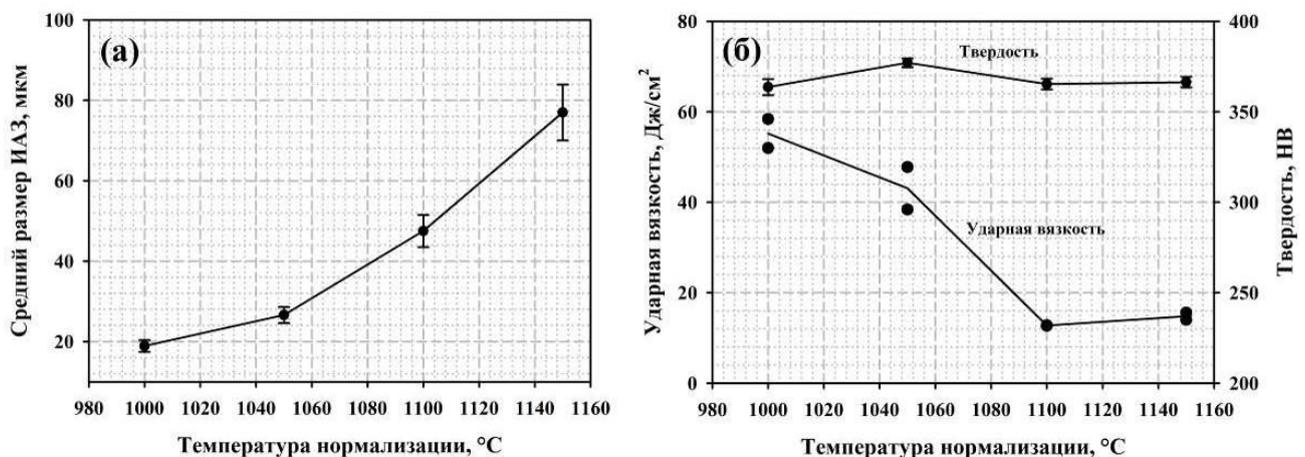


Рис. 1. Влияние температуры нормализации на размер ИАЗ (а), твердость и ударную вязкость (б) стали №1

Повышение температуры нормализации с 1000 до 1150 $^\circ\text{C}$  интенсифицирует процесс рекристаллизации и приводит к укрупнению ИАЗ более чем в 3 раза, с 19 до 77  $\mu\text{м}$ . Укрупнение ИАЗ не оказывает существенного влияния на твердость стали, значения которой при всех исследуемых температурах нормализации находится в пределах 14 НВ от 363 до

377 НВ. При этом с увеличением температуры нормализации наблюдается уменьшение ударной вязкости с 55 до ~15 Дж/см<sup>2</sup>. Незначительный прирост ударной вязкости при увеличении температуры нормализации с 1100 до 1150°C объясняется наличием небольшого количества δ-феррита в стали после нормализации при 1150°C (рис. 2.).

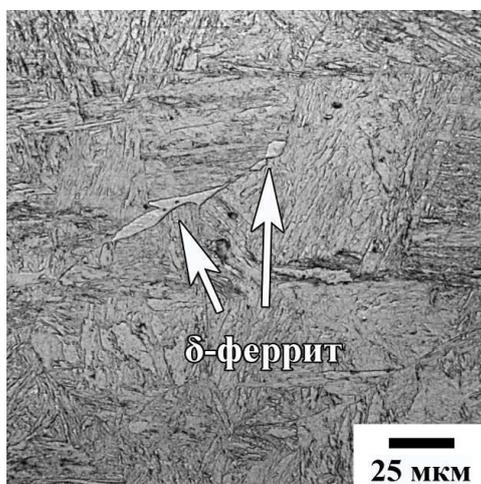


Рис. 2. Металлография исследуемой стали после нормализации при температуре 1150°C. Видно небольшое количество δ-феррита, расположенного по границам ИАЗ

Между размером ИАЗ и ударной вязкостью в исследуемой стали с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота наблюдается выраженная обратная линейная связь. Полученные результаты указывают на то, что размер ИАЗ, формирующихся в исследуемых теплотехнических сталях является существенным фактором, определяющим вязкость разрушения речного мартенсита после нормализации без последующего отпуска. Подавление роста исходной аустенитной структуры при нагреве под нормализацию позволяет значительно повысить ударную вязкость в данных сталях.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00067, <https://rscf.ru/project/21-79-00067/>.*

*Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ", деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

1. Mishnev R. et al. On the fracture behavior of a creep resistant 10% Cr steel with high boron and low nitrogen contents at low temperatures // *Materials*. 2020. V. 13, №. 1. P. 3.
2. Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R. Role of tungsten in the tempered martensite embrittlement of a modified 9 pct Cr steel // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017. V. 48, №. 3. P. 982–998.
3. Abe F., Kern T.U., Viswanathan R. Creep-Resistant Steels. – 2008.
4. Abe F., Taneike M., Sawada K. Alloy design of creep resistant 9Cr steel using a dispersion of nano-sized carbonitrides // *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 2007. V. 84. P. 3–12.
5. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2008. V. 9. 013002.
6. Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // *Физика металлов и металловедение*. 2010. Т. 109. №. 2. С. 200–215.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

Ткачев Е.С., Борисова Ю.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Известно, что использование деформационно-термической обработки сталей в общем случае приводит к формированию дисперсной структуры с повышенной прочностью и пластичностью [1, 2]. Использование данной обработки для мартенситных сталей видится перспективным, так как благодаря легированию они обладают повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита и низкой критической скоростью охлаждения [3, 4]. Относительно недавно применение такой обработки для традиционной мартенситной стали P91 рассматривалось с целью повышения сопротивления ползучести [5]. При этом было отмечено, что наследованная дислокационная структура аустенита при отпуске значительно влияет на процесс выделения карбонитридов типа MX при отпуске и повышает жаропрочность стали.

В настоящей работе для определения эффективности применения низкотемпературной термомеханической обработки мартенситных сталей (НТМО) в качестве способа получения дисперсной структуры с повышенными характеристиками прочности и пластичности была проведена низкотемпературная термомеханическая обработка сталей Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,012B-0,007N (Сталь №1) и Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,013B-0,007N-0,085Ta (сталь №2), заключающаяся в аустенизации при температуре 900 °С в течении 1 ч. с последующей прокаткой в интервале температур, соответствующих области переохлажденного аустенита 900-500 °С. Относительное обжатие при прокатке составило 40 %. Для анализа влияния термомеханической обработки (ТМО) на структуру и фазовый состав исходные заготовки исследуемых сталей были также подвержены традиционной термической обработке включающей нормализацию при 1050°С в течение 0,5 часа с последующим отпуском при температурах 500; 700; 750; 765 и 780 °С. Примененные режимы термической и термомеханической обработки исследуемой стали представлены на рис. 1.

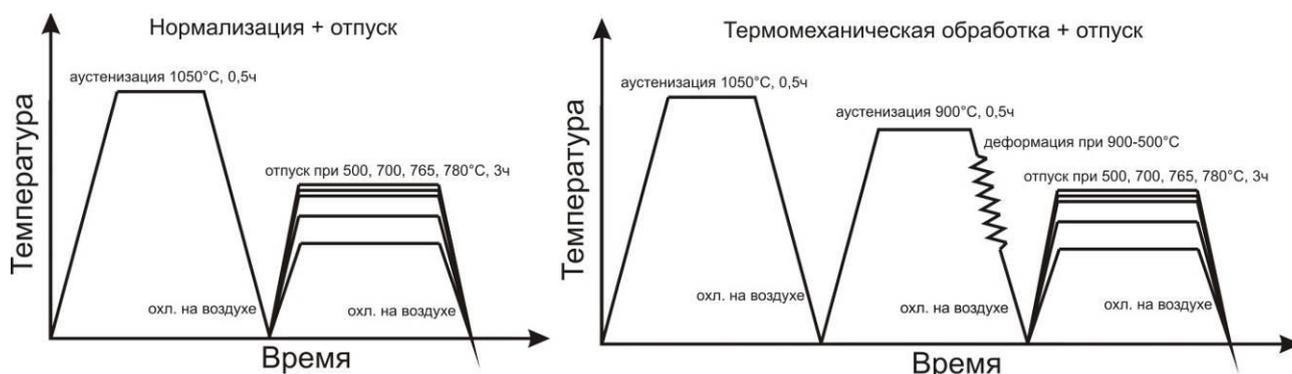


Рис. 1. Схемы термической и термомеханической обработки исследуемых теплотехнических сталей

Исследование структуры сталей с использованием просвечивающего электронного микроскопа показало, что в стали №1 после термомеханической обработки без отпуска внутри рек наблюдается высокая плотностью дислокаций  $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , предположительно обусловленная мартенситным превращением. В данной стали после термомеханической обработки и отпуска при 750 °С, так же как и после традиционной термической обработки происходит двухфазное разделение карбонитридов MX с формированием групп частиц V(C,N) и Nb(C,N).

В стали №2 после ТМО помимо частиц карбонитридов MX в структуре формируются цепочки частиц по границам субзерен. Данные частицы имеют вытянутую форму и

обогащены Cr. Расшифровка электронограмм позволила установить, что данные частицы являются частицами  $M_{23}C_6$  со сложной кубической решеткой (Рис. 2.). Интересно, что при традиционной обработке такие частицы наблюдаются только после отпуска при температурах выше 500 °С [6].

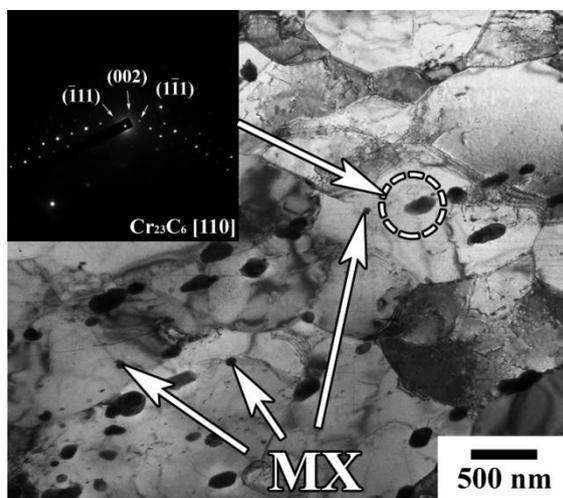


Рис. 2. ПЭМ изображение частиц карбида  $M_{23}C_6$  и карбонитридов MX в стали №2 после термомеханической обработки без отпуска

Изменения в фазовом составе сталей при дальнейшем отпуске, как и при традиционной обработке заключаются в довыделении и росте частиц карбида  $M_{23}C_6$  при температурах отпуска  $\geq 700$  °С и выделению наноразмерных частиц карбонитридов типа MX, приводящего к уменьшению их среднего размера.

Таким образом, Накопленная деформация аустенита при термомеханической обработке ускоряет процесс диффузионного распада в 9%Cr сталях мартенситного класса с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота. Повышение содержание Mn и Si уменьшает температуры начала и завершения аустенитного превращения и стабилизирует аустенит при температуре ТМО, что стимулирует протекание превращения по сдвиговому/промежуточному механизму, как это наблюдалось в исследуемой стали №2.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00067, <https://rscf.ru/project/21-79-00067/>.*

*Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ", деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

1. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming as an Advanced Processing Method for Carbon Steels // Metals. 2020. V. 10. №. 12. P. 1566.
2. Бобрук Е. В., Семенова И. П., Валиев Р. З. Современные методы деформационно-термической обработки: от традиционных материалов до наноструктурных. Уфа: УГАТУ. – 2015.
3. Klotz U.E., Solenthaler C., Uggowitzer P.J. Martensitic–austenitic 9–12% Cr steels—Alloy design, microstructural stability and mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2008. V. 476, №. 1-2. P. 186–194.
4. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Science and Technology of Advanced Materials. 2008. V. 9, №. 1. P. 013002.
5. Vivas J. et al. Effect of ausforming temperature on the microstructure of G91 steel // Metals. 2017. V. 7, №. 7. P. 236.
6. Fedorova I., Kostka A., Tkachev E., Belyakov A., Kaibyshev R. Tempering behavior of a low nitrogen boron-added 9% Cr steel // Materials Science and Engineering: A. 2016. V. 662. P. 443455.

## МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0.2–0.3 ВЕС.%

<sup>1,2</sup>Ткачѳв Е.С., <sup>1,2</sup>Борисов С.И., <sup>1,2</sup>Борисова Ю.И., <sup>1</sup>Пикина А.М.,  
<sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва

<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

В связи с высокой потребностью в качественной почвообработке и повышении ресурса сельскохозяйственной техники актуальной научно-технической задачей является разработка новых экономнолегированных сталей с повышенным ресурсом и механическими свойствами. К сталям, используемым в конструкциях почвообрабатывающих органов сельскохозяйственной и землеройной техники, предъявляются определенные требования по показателям твердости, предела текучести, временного сопротивления разрушению, стойкости к абразивному износу при достаточной пластичности и ударной вязкости. Перспективным направлением модернизации сталей в этой области является разработка новых химических составов сталей, относящихся к третьему поколению AHSS-сталей, которые при использовании оптимальных режимов термической обработки будут обладать улучшенным комплексом механических свойств при стоимости производства сравнимой со стоимостью производства традиционных сталей.

В работе представлены результаты исследования структуры и механических свойств высокопрочных низколегированных сталей 0.25C-Cr-Si-Mn-Mo (Сталь №1), 0.24C-Cr-Si-Mn-Mo-Nb (Сталь №2), 0.25C-Cr-Si-Mn-Mo-V (Сталь №3) и 0.32C-Cr-Si-Mn (Сталь №4) в исходном состоянии после закалки и отпуска. Для определения температуры нагрева под закалку был выполнен термодинамический расчет точек  $A_{c3}$  в исследуемых сталях с использованием программы Thermo-Calc. Исходя из этого для рассматриваемых с последующей закалкой в воду и отпуск при 280°C в течение 2 ч.

Структура исследуемых сталей после закалки является типичной для иерархической структуры речного мартенсита закалки, состоящего из исходных аустенитных зерен, разделенных на пакеты, блоки и рейки. Объемная доля аустенита, рассчитанная с использованием РЭМ в состоянии после закалки при 900°C для сталей №1; №3 и №4 составила 0,1%, а для стали №2 – 0,2%.

После отпуска при температуре 280°C, предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), предел прочности ( $\sigma_b$ ) и деформация до разрушения ( $\delta$ ) стали плавки №4, с содержанием углерода 0,32% составили 1470 МПа, 1760 МПа, и 6,6% соответственно (см. рис. 1).

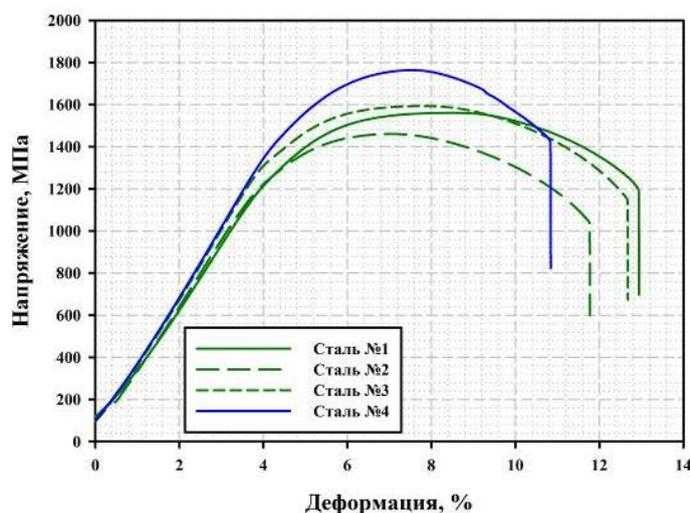


Рис. 1. Зависимости напряжения течения от степени деформации исследуемых сталей после термомеханической обработки, включающей закалку с 900°C и отпуск при температуре 280°C

Предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предел прочности ( $\sigma_B$ ) сталей №1, №2 и №3, с содержанием углерода 0,24-0,26 вес.% составил от 1230 МПа до 1350 МПа и от 1460 МПа до 1590 МПа соответственно. При этом наибольшую пластичность ( $\delta > 9\%$ ) показали стали плавков №1 и №3, характеризующиеся близкими значениями прочностных характеристик.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

*Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И  
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ТИПА 40X13**

Торганчук В.И., Долженко П.Д., Беляков А.Н., Половнева Л.В., Кайбышев Р.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород*

Многие медицинские инструменты испытывают значительные изгибающие нагрузки и должны иметь высокие показатели предела текучести и предела прочности. Указанные свойства можно получить в сталях со структурой троостит отпуска, имеющих высокий показатель твердости  $\geq 50$  HRC. Однако, низколегированные углеродистые стали имеют существенный недостаток в виде низкой коррозионной стойкости. Использование нержавеющей сталей позволит повысить безопасность изделия, исключив технологическую операцию по нанесению защитного покрытия. На российском рынке медицинских инструментов, в качестве материала используются нержавеющие стали марок 30X13 и 40X13. Указанные стали могут иметь ограничения при изготовлении стержневых инструментов на станках автоматах.

В рамках данной работы была разработана сталь типа 40X13 повышенной обрабатываемости за счет увеличения содержания серы и модифицированная молибденом и ниобием. Термическая обработка включала в себя закалку с 1050°C с последующим охлаждением на воздухе и отпуск в интервале 450 – 800°C.

На рисунке 1 представлена зависимость температуры и времени отпуска на твердость перспективной стали типа 40X13.

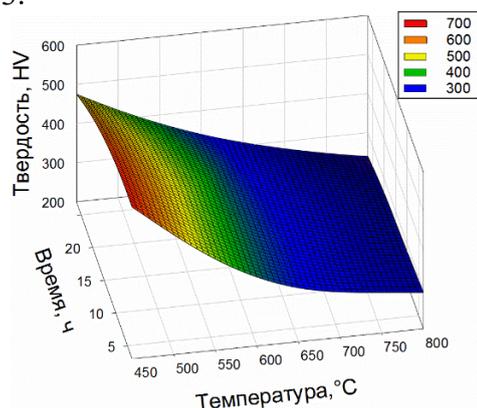


Рис. 1. Влияние температуры и времени отпуска на твердость перспективной стали типа 40X13

Температура отпуска оказывает решающее влияние на твердость стали, что определяется особенностями структурно-фазовых изменений. При температуре отпуска 450°C удалось получить твердость около 600HV, последующее увеличение температуры и времени выдержки приводит к разупрочнению с показателем твердости более 270HV при температуре 800°C и 16 часами выдержки.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках соглашения от "24" июня 2021 г. № 075-11-2021-046 (ИГК 000000S407521QLP0002) с АО «ОЭЗ «ВладМиВа» по комплексному проекту "Организация высокотехнологичного производства экспортноориентированных медицинских изделий на основе инновационных конструкционных материалов с целью импортозамещения на базе разработанных технологий", при участии НИУ «БелГУ» в части выполнения научно-исследовательских, опытно-конструкторских и технологических работ с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ, деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

**ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ В  
МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ  
МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$** 

Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

На монокристаллах сплава NiFeGaCo при изменении температуры в свободном состоянии был получен растягивающий двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) с величиной обратимой деформации до +9,0 % за счет термоиндуцированного роста ориентированного варианта L1<sub>0</sub>-мартенсита, сформированного при старении в мартенсите под нагрузкой (СМН) [1, 2]. Стабилизация ориентированного L1<sub>0</sub>-мартенсита обусловлена перераспределением атомов разного сорта и точечных дефектов в соответствии с симметрией мартенсита при СМН. Под действием противодействующей нагрузки стабилизированный вариант L1<sub>0</sub>-мартенсита может быть переориентирован в другой вариант, благоприятный по отношению внешней нагрузке. При снятии внешней нагрузки происходит обратная переориентация мартенситных вариантов, и заданная деформация является полностью обратимой, т.е. наблюдается эффект ферроэластичности (ФЭ). Ранее на монокристаллах NiFeGaCo получена ФЭ с большой величиной обратимой деформации до -16 % (теоретический ресурс  $\varepsilon_{ФЭ} = -16,6$  %) [1]. Однако для практического применения необходимо выяснить циклическую стабильность больших обратимых деформаций при проявлении ФЭ при многократных циклах нагрузка/разгрузка в монокристаллах сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> после СМН, что и является целью данной работы.

Для исследования монокристаллы Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> подвержены высокотемпературному отжигу от T = 1448 К, 1 час с последующей закалкой в воду. СМН проводилось вдоль [110]<sub>B2</sub>-ориентации при T = 423 К, 1 час под нагрузкой  $|\sigma| = 450$  МПа, тогда как ДЭПФ и ФЭ изучали вдоль перпендикулярного [001]<sub>B2</sub>-направления. СМН на монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> способствует проявлению ДЭПФ вдоль [001]<sub>B2</sub>-направления с величиной  $\varepsilon_{ДЭПФ} = +8,3$  %. В циклах нагрузка/разгрузка под действием сжимающей нагрузки вдоль того же направления при T = 300 К < M<sub>f</sub> наблюдается ФЭ с величиной  $\varepsilon_{обр} = -14,5$  %.

Экспериментально показано, что с увеличением числа изотермических циклов от 1 до 200 обратимая деформация уменьшается до -13,9 %, что связано с появлением необратимости 0,6 %. Причиной необратимости является образование дислокаций, поля напряжений которых способствуют появлению благоприятного мартенситного варианта под нагрузкой и уменьшают критические напряжения переориентации мартенситных вариантов  $\sigma_{кр}$ . В первых циклах с 1 по 3  $\sigma_{кр}$  уменьшаются на 16–20 %. Последующие 4–90 циклы характеризуются слабым изменением  $\sigma_{кр}$  ( $\sigma_{кр}$  уменьшаются на 10–11 %). С 90 до 200 циклы кривые  $\sigma(\varepsilon)$  не изменяются. Показано, что после 100 и 200 циклов ФЭ характеристики ДЭПФ не меняются, т. е. дестабилизация ориентированного мартенситного варианта после СМН не происходит.

Таким образом, экспериментально показано, что СМН в монокристаллах Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> наводит ФЭ с большими обратимыми деформациями до -14÷-16 % под действием сжимающей нагрузки вдоль [001]<sub>B2</sub>-направления и с высокой циклической стабильностью. Деградация происходит в первых 90 циклах, а с 90–200 циклы все характеристики ФЭ остаются стабильными. Такие материалы могут найти широкое практическое применение в качестве демпфирующих устройств в различных современных технологиях.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 20-19-00153.*

1. Panchenko E., Tokhmetova A. et al. Temperature dependence of martensite variant reorientation in stress-induced martensite aged Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> single crystals // Scr. Mater. 2021. V. 194. P. 113618.
2. Otsuka K., Ren X. Mechanism of martensite aging effects and new aspects // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 312. P. 207–218.

## МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СВОЙСТВ НАГРУЖАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ

Третьякова Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Работа посвящена экспериментальному исследованию влияния свойств нагружающей системы на квазипериодический характер развития неупругих деформаций в условиях проявления эффекта прерывистой текучести материала, эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). Проведены механические испытания на одноосное растяжение образцов Al-Mg сплава при переменной жёсткости нагружающей системы с видеофиксацией рабочей части образца. Изменение характеристик жесткости реализовано с помощью специализированной оснастки с переменной жесткостью [1]. Эскиз, содержащий основные элементы и общий вид приспособления в захватах испытательной машины представлены на рис. 1. Оснастка состоит из корпуса 1, состоящего из двух стаканов, соединяемых между собой посредством резьбового соединения, пакета тарельчатых пружин 2, направляющего стержня 3, компенсационного кольца 4, закаленных шайб 5, крепежных гаек 6 для фиксации пакета пружин, стержня 7 для установки оснастки в захваты испытательной машины, штока 8 с резьбовым отверстием для крепления в оснастке испытываемого образца. Изменение порядка укладки и количества используемых тарельчатых пружин позволяет обеспечить требуемую жесткость нагружающей системы (R) в диапазоне от 5 МН/м до 120 МН/м. Регистрация неоднородных полей деформаций осуществлялась трехмерной цифровой оптической системой Vic-3D, программное обеспечение которой основано на методе корреляции цифровых изображений.

Химический состав используемого в испытаниях сплава (AlMg6m) приведен в таблице 1. На рис. 1 представлен эскиз сплошного цилиндрического образца для испытаний на растяжение с оснасткой с переменной жесткостью. На одной из захватных частей изготовлена резьба для закрепления в штоке оснастки. Данная геометрия образца соответствует требованиям стандарта ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

Таблица 1. Химический состав Al-Mg сплава

Элемент	Al	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cu	Be
Состав, %	92,55	6,12	0,84	0,27	0,17	0,005	0,039	0,001	0,005

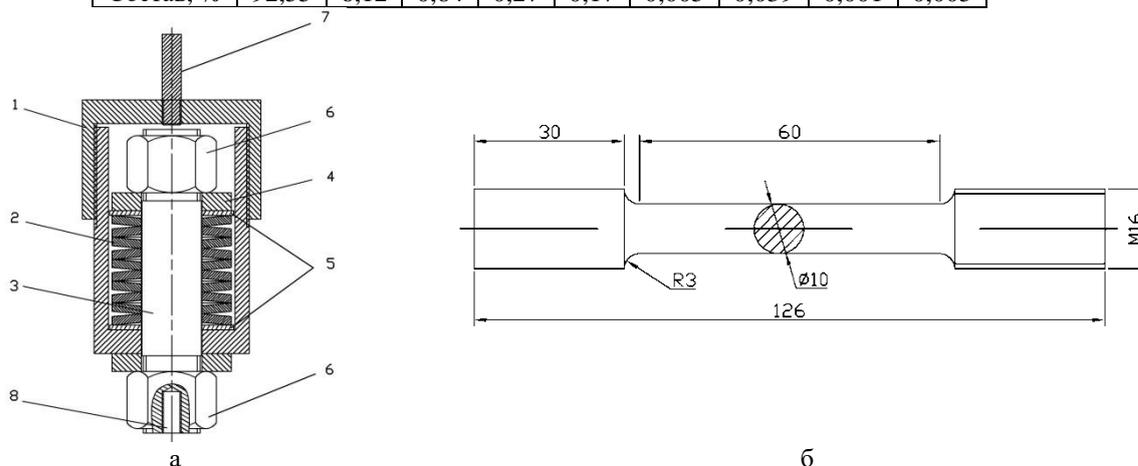


Рис. 1. Оснастка с переменной жесткости (а) и эскиз сплошного цилиндрического образца (б)

Максимальная жесткость оснастки соответствует жесткости двухосевой сервогидравлической испытательной системы Instron 8850 при использовании гидравлических захватов. Контролер испытательной системы связан с бесконтактной видеосистемой Vic-3D с помощью аналого-цифрового преобразователя для многопараметрического сбор опытных данных. После установки тарельчатых пружин (2,

рис. 1а) по требуемой схеме, оснастка устанавливается в захваты испытательной машины последовательно с образцом.

В результате проведения испытаний по описанной выше методике получены диаграммы деформирования образцов Al-Mg сплава при различной жесткости нагружающей системы. На рис. 2 а представлена диаграмма, полученная при жесткости нагружения 120 МН/м. До уровня напряжений 290 МПа наблюдается равномерное деформирование образца, что соответствует гладкому участку упругого деформирования и начальной стадии упрочнения. При уровне напряжений 290-300 МПа происходит формирование первой полосы пластического деформирования, что отражается на диаграмме в виде падения напряжения. Участок упрочнения полученной диаграммы деформирования характеризуется наличием единичных зубцов, связанных с возникновением полос ПЛШ. На стадии закритического деформирования диаграмма характеризуется наличием большого количества близко расположенных зубцов. На рис. 2 б представлена диаграмма, полученная при R=50 МН/м. Качественно она сопоставима для образца, испытанного при R=120 МН/м, но характеризуется наличием более крупных зубцов и их большего количества.

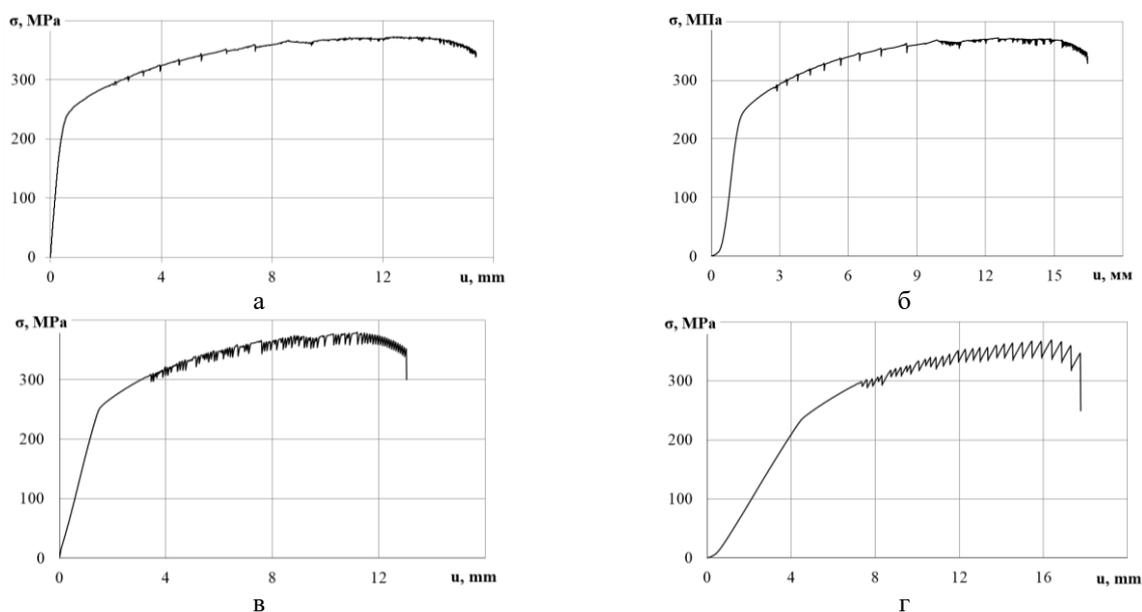


Рис. 2. Диаграммы деформирования образцов Al-Mg сплава при различной жесткости нагружающей системы

На рис. 2 в и рис. 2 г представлены диаграммы растяжения, полученные при жесткости нагружающей системы 18 МН/м и 5 МН/м, соответственно. Снижение жесткости до 18 МН/м привело к изменению вида диаграммы деформирования. Кривая характеризуется наличием большого количества близко расположенных друг к другу зубцов, связанных с процессами прерывистого течения. Дальнейшее снижение до 5 МН/м привело к изменению вида зубцов и увеличению их величины по напряжению. Таким образом, показано, что снижение жесткости нагружающей системы по отношению к рабочей части образца привело к изменению вида диаграмм деформирования, отражающих протекание процессов прерывистой текучести, и увеличению величины падения напряжений на каждом зубе диаграммы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 20-79-10235).*

1. Патент РФ № 153985. Устройство для испытания образца на растяжение / М.П. Третьяков, В.Э. Вильдеман // Бюл. 2015, № 22.
2. Третьякова Т.В. Особенности использования программного обеспечения Vic-3D, реализующего метод корреляции цифровых изображений, в приложении к исследованию полей неупругих деформаций // Вычислительная механика сплошных сред. 2014. Т. 7, № 2. С. 162–171.
3. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Закономерности и схематизация процессов локализации пластического течения при испытании плоских образцов алюминий-магниевого сплава // Физическая мезомеханика. 2017. Т. 20, № 2. С. 71–78.

## ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ВОКРУГ ПРОТЯЖЕННЫХ ВЫРАБОТОК ПРИ РАЗВИТИИ ОЧИСТНЫХ ГОРНЫХ РАБОТ

Трофимов В.А., Шиповский И.Е.

*Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН,  
Москва*

По мере увеличения протяженности и темпов подвигания очистных забоев угольных шахт и рудников полезных ископаемых, заметно возрастает геодинамическая активность массивов горных пород и риски возникновения опасных, в том числе катастрофических явлений. Анализу напряженного состояния налегающего массива горных пород посвящены многочисленные исследования, выполненные с использованием различных подходов, включая эксперименты на эквивалентных материалах и в натуральных условиях. Несомненные успехи в решении задач, связанных с описанием развития деформационных процессов в массиве с многочисленными пластами по мере их отработки, были достигнуты с применением различных численных алгоритмов. Однако применение таких алгоритмов не позволяет легко построить конечные, инженерные соотношения, в простой форме описывающие поведение массива. Для этого необходимо проведение многочисленных численных расчетов с варьируемыми параметрами с последующим обобщением полученного набора результатов. В связи с этим роль аналитических подходов к решению геомеханических задач остается весьма значимой.

Очевидно, напряженное состояние массива в первую очередь зависит от размеров выработанного пространства, и по мере их увеличения претерпевает несколько характерных переходов в зависимости от «эффективной» мощности вынимаемого пласта. Для первого этапа отработки пласта характерно зависание основной кровли. Напряженно-деформированное состояние массива для подобных пластовых систем может быть описано аналитически в рамках теории функций комплексного переменного [1]. Такой подход ограничен достаточно узким кругом решаемых задач, но там, где он применим, могут быть получены конечные соотношения, описывающие моделируемые процессы.

Исходя из сказанного, одной из целей настоящего исследования можно полагать теоретическое описание деформационных процессов в кровле выработанного пространства и получение конечных соотношений, описывающих перераспределение напряжений в зонах возможной повышенной концентрации углепородного массива. Такого рода соотношения предпочтительны при формулировке и решении задач массопереноса в сравнении с табличным заданием параметров, получаемых при численном решении.

В случае, когда протяженности выработанного пространства  $L > L_0$  и ширина центральной части отработанного участка, на котором кровля плавно опустилась на почву, равна участку силового взаимодействия боковых пород протяженностью  $2l$ , разрешающая функция  $\Phi(z)$  имеет вид (1):

$$\Phi(z) = \frac{\gamma H}{2} \left[ 1 - \sqrt{\frac{z^2 - l^2}{z^2 - L^2}} \right], L > L_0, \quad (1)$$

где  $H$  – глубина залегания пласта,  $\gamma$  – средний удельный вес пород кровли,  $z = x + iy$ .

При этом размер зоны посадки кровли  $l$  связан с  $L$  уравнением (2):

$$E(k) - \left(\frac{l}{L_0}\right)^2 K(k) = \frac{L_0}{L}, k = \sqrt{1 - \left(\frac{l}{L_0}\right)^2}. \quad (2)$$

где  $K(k)$ ,  $E(k)$  – полные эллиптические интегралы первого и второго рода.

Графически эта связь в виде зависимости относительной ширины зависающей части кровли  $(L - l)/L_0$  от относительной ширины отработанного участка пласта  $L/L_0$  показана на рисунке 1.

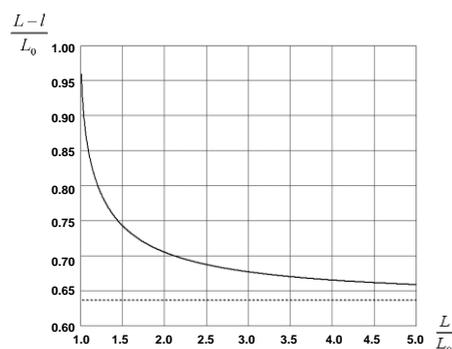


Рис. 1. Взаимосвязь относительной ширины зависающей части кровли от относительной ширины отработанного участка пласта

Над выработанным пространством возникают роны растягивающих напряжений, и если максимальная величина растягивающих напряжений в них превышает предел прочности на растяжение, то возможно расслоение пород кровли по трещинам напластования с образованием протяженных зияющих трещин. Хотя исходных трещин напластования чрезвычайно много, но в итоге весь процесс разрушения локализуется в одной магистральной трещине, которая в итоге разгружает весь массив от растягивающих напряжений.

Однако такая ситуация возникает далеко не всегда, и зачастую происходит лавинное обрушение кровли при выполнении определенных критериев прочности для породы кровли. На рис. 2 приведены примеры расчетов такого рода обрушений [2].

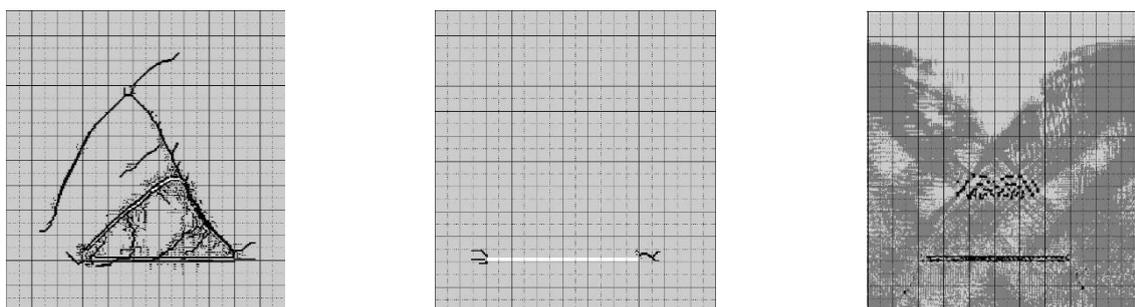


Рис. 2. Различные состояния кровли в зависимости от свойств породы

На рисунке 2 приведена последовательность деформационных картин, отражающих характер разрушения в кровле выработки длиной 60 м и высотой 2 м для различных значений упругих свойств горной породы. Можно отметить наличие пограничного состояния, при котором качественно изменяется характер деформирования и разрушения массива кровли.

Отметим, что в проведенном исследовании основным результатом является выявление того факта, что имеет место скачкообразное изменение состояния всего массива с образованием значительных по размерам областей разрушенного материала в кровле пласта. Очевидно, что размеры разрушенной области зависят помимо прочностных свойств материала, так же от размеров выработанного пространства. Т.е. в данной горнотехнической ситуации реализуется неустойчивый характер деформирования, когда смещения в массиве по мере увеличения протяженности выработанного пространства остаются небольшими, т.е. в пределах упругого деформирования, а при достижении предельной протяженности происходит потеря устойчивости кровли, и она обрушается в значительном масштабе.

1. Кузнецов С.В. Общие закономерности и характерные особенности перераспределения напряжений в массивах горных пород при развитии выработанного пространства // ФТПРПИ. 1988. Т. 6. С. 3–16.
2. Трофимов В.А., Шиповский И.Е. Моделирование деформирования и разрушения массива горных пород, содержащего полость // Материалы всероссийской конференции «Механика предельного состояния и родственные проблемы механики». 2020. № 4 (46). С. 138–145.

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ In-Sn-O НА СТЕКЛЕ С ЦЕЛЬЮ УМЕНЬШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЛОКАЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ГИПЕРСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ

<sup>1,2</sup>Турсунханова Р.Б., <sup>1,2</sup>Сергеев В.П., <sup>1,2</sup>Калашников М.П., <sup>1</sup>Сергеев О.В., <sup>3</sup>Стужук В.В.,  
<sup>1</sup>Нейфельд В.В.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

<sup>3</sup>Ракетно-космическая корпорация «Энергия», Королев

Космические аппараты (КА) в открытом космосе подвергаются столкновениям с высокоскоростными метеороидами и осколками антропогенного космического мусора, при этом в большей степени повреждаются оптические элементы, такие как иллюминаторы и др. [1]. Для сохранения технических характеристик перспективных стеклянных конструкций предлагаются высокопрочные прозрачные покрытия, например, многокомпонентные на основе системы Si-Al-N [2]. В последнее время интенсивно изучаются многокомпонентные покрытия на основе оксидов индия-олова (ITO) из-за их высокого спроса в электронной промышленности. Сегодня они являются одними из наиболее широко используемых прозрачных проводящих оксидных пленок [3].

Целью работы является магнетронное формирование наноконкомпозитных покрытий на основе соединения In-Sn-O на кварцевых стеклах для уменьшения локальных повреждений поверхности при ударах высокоскоростных частиц, и исследование структурно-фазового состава, оптических и механических свойств, определяющих величину эффекта.

Покрытия наносились на поверхность кварцевых стекол методом импульсного магнетронного распыления мишени ITO. Приготовленные образцы были испытаны на ударную стойкость при обстреле гиперскоростными частицами железа (5-8 км/с) с использованием двухступенчатой легкогазовой пушки. При последующих исследованиях изучали изменение предела прочности образцов на изгиб, оптические и механические свойства и структурно-фазовое состояние покрытий и подложек.

В результате проведенных исследований установлено, что покрытия на основе системы In-Sn-O, нанесенные на кварцевые стекла, могут приводить к значительному снижению поверхностной плотности кратеров, образующихся под воздействием ударов высокоскоростных микрочастиц железа (рис. 1).

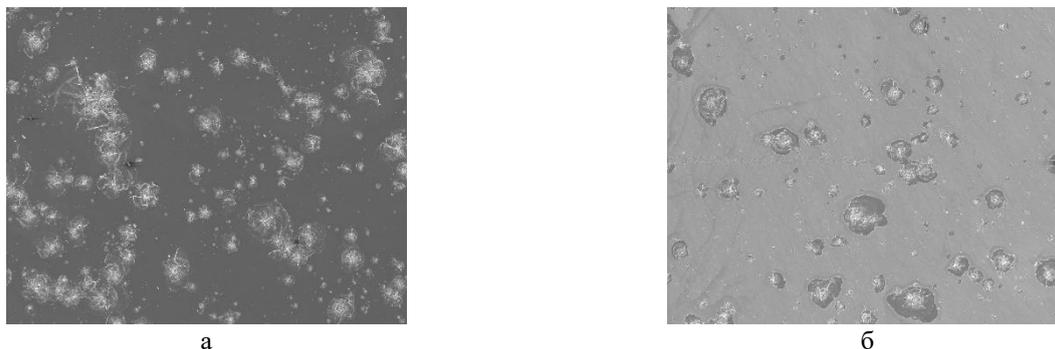


Рис. 1. Поверхность образца из кварцевого стекла без покрытия (а) и с покрытием In-Sn-O (б) с локальными повреждениями в виде каверн (РЭМ)

С помощью электронно-микроскопических и спектрофотометрических исследований и механических испытаний установлена взаимосвязь ударной прочности с изменениями структурно-фазового состояния поверхностного слоя и механических свойств стекол при ионно-плазменном формировании наноконкомпозитных покрытий.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Программ повышения*

*конкурентоспособности Томского политехнического университета (проект ВИУ-ИШНПТ-213/2020) и фундаментальных научных исследований ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0010).*

1. Shakirzyanova V.V. et.al. Behavior of multilayer transparent spacecraft elements during high-speed collision with compact impactors // *Acta Astronaut.* Elsevier Ltd, 2021. Т. 180. С. 119–124.
2. Sergeev V. et.al. Magnetron sputtering of Si-Al-N nanocomposite coatings on quartz for protection against impacts of high speed microparticles // *Vacuum.* Elsevier Ltd, 2017. Т. 143. С. 454–457.
3. Кузьмин М.П. Эффект замещения индия алюминием в тонких плёнках оксида индия - олова // *Химия и металлургия.* 2013. Т. 9, № 80. С. 196–201.

## ОБРАТИМЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И УДАРНЫХ НАГРУЗОК

<sup>1,2</sup>Тюменцев А.Н., <sup>1,2</sup>Дитенберг И.А., <sup>3</sup>Чернов В.М.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

<sup>3</sup>Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара (ОАО «ВНИИНМ»), Москва

Хорошие перспективы использования в активных зонах ядерных и термоядерных реакторов новых поколений имеют малоактивируемые ванадиевые сплавы V–Ti–Cr–(C,O,N) и V–Cr–Me(W,Ta)–Zr–(C,O,N) с дисперсным упрочнением оксикарбонитридами, карбидами и оксидами титана или циркония. Эти перспективы связаны:

- с возможностью значительного повышения эффективности такого упрочнения путем наноструктурирования гетерофазной структуры с применением новых методов термомеханической и химико-термической обработки;

- сверхвысокой технологической пластичностью этих сплавов – их способностью к практически неограниченным ( $\epsilon > 7$ ) степеням пластической деформации при комнатной температуре без каких-либо промежуточных отжигов.

Проведено исследование влияния элементного состава, особенностей микроструктуры и режимов термомеханической обработки на характеристики ударной вязкости указанных выше сплавов. С применением методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии изучены закономерности и проведен анализ механизмов их пластической деформации и разрушения в условиях сверхпластичности и ударных нагрузок.

Показано, что важным механизмом деформации в указанных выше условиях являются обратимые (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращения мартенситного типа с осуществлением обратных превращений по альтернативным системам. Носителями пластической деформации в процессе таких превращений являются микрообъемы неравновесных мартенситных фаз, а единственной модой такой деформации - однородная деформация превращения типа деформации Бейна. Дефекты субструктурного упрочнения (дислокации и малоугловые границы фрагментов), подавляя дислокационную активность, не являются сколько-нибудь эффективными препятствиями для носителей этой моды деформации, а характерные для формирующихся при этом структурных состояний высокие локальные внутренние напряжения являются для локальных мартенситных превращений скорее стимулом, чем препятствием.

В указанных выше микрообъемах неравновесной мартенситной фазы, а также в исходной ОЦК фазе в условиях ее фазовой нестабильности в поле напряжений весьма высока вероятность значительного снижения модулей. Это должно приводить к эффективному разупрочнению материала и активизации практически всех известных мод деформации: дислокационного скольжения в результате снижения критических напряжений сдвига; диффузионных механизмов деформации вследствие уменьшения энергий активации образования и миграции точечных дефектов; коллективных ротационных мод деформации, развивающихся с участием указанных выше механизмов. При этом в зонах превращений могут интенсивно развиваться процессы релаксации формирующихся в процессе прокатки или ударных нагрузок высокодефектных субструктур деформации и связанных с ними локальных внутренних напряжений.

Таким образом, важнейшей чертой пластической деформации механизмами ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений является отсутствие для носителей этой моды деформации каких-либо эффективных препятствий, в том числе, при сверхвысоких степенях деформации, при одновременной возможности интенсивной релаксации формирующихся в этих условиях высокодефектных структурных состояний. Совместное действие двух этих факторов и

определяет, на наш взгляд, возможности достижения сверхвысокой технологической пластичности и относительно низких ( -100 С - -190 С) температур хладноломкости (хрупко-вязкого перехода) сплавов системы V–Ti–Cr-(C,O,N).

В зонах (ОЦК→ГПУ→ОЦК) превращений, формирующихся вблизи поверхности разрушения в условиях ударных нагрузок, методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружены неравновесные структурные состояния с высокими значениями плотности дефектов, упругой деформации кристаллической решетки и локальными атомными смещениями, значительно (более чем на порядок) снижающими интенсивности дифракционных максимумов.

С использованием атомных моделей мартенситных превращений, основанных на теории замерзания кооперативных тепловых колебаний атомов плотноупакованных плоскостей, обсуждаются атомные механизмы формирования указанных выше состояний, закономерности структурных превращений в условиях одновременной реализации мартенситной, дислокационной и квазивязкой мод деформации в зависимости от структурного состояния, свойств материала и условий (температура, скорость и др.) деформации.

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ДЕФОРМАЦИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ С ПОВЕРХНОСТНЫМ ОКСИДНЫМ СЛОЕМ

Фаткуллин И.Д., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Известно [1], что гетерофазные сплавы  $TiNi$  ( $C_{Ni}>50,5$  ат. %) широко используются в медицинской сфере из-за высоких прочностных свойств и большой величины обратимой деформации. Наличие частиц  $Ti_3Ni_4$  в  $B2$ -матрице в гетерофазных сплавах  $TiNi$ , выделяющихся при старении, приводит к уменьшению содержания никеля в матрице, упрочняют ее и влияют на процессы зарождения мартенсита. Однако, главная проблема таких сплавов – это высвобождение ионов никеля с поверхности сплава, которые крайне токсичны для человеческого организма и сильно понижают биосовместимость имплантов. Одним из путей, который позволяет исключить или минимизировать высвобождение никеля с поверхности является создание защитного оксидного слоя на поверхности сплава [2]. Однако существует не достаточное количество исследований по влиянию оксидного слоя на функциональные свойства в поликристаллах и монокристаллах  $TiNi$ . Отсутствуют исследования эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в зависимости от способа деформации (растяжение/сжатие) в монокристаллах  $TiNi$  с оксидным слоем. От способа деформации зависит деформация решетки при развитии  $B2-R-B19'$  мартенситного превращения (МП) и вклад в нее раздвойникового  $B19'$ -мартенсита. Целью данной работы является исследование влияния способа деформации на функциональные свойства состаренных на воздухе при 823 К, 1 ч монокристаллов  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , ориентированных вдоль  $[111]_{B2}$ -направления.

Монокристаллы  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  выращены методом Бриджмена. Образцы для деформации растяжением имели форму двусторонней лопатки с размерами  $12,5 \times 1,5 \times 2,5$  мм<sup>3</sup>, для деформации сжатием – форму параллелепипеда и размеры  $3 \times 3 \times 6$  мм<sup>3</sup>. Ось деформации соответствует направлению вблизи  $[111]_{B2}$ . Такой выбор ориентаций позволит проследить влияние способа деформации на функциональные свойства сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , т. к. при сжатии она характеризуется деформацией решетки  $\varepsilon_0=3,8$  % и отсутствием раздвойникового  $B19'$ -мартенсита, в то время как при растяжении деформации значительно выше –  $\varepsilon_0=9,8$  % и имеет место вклад раздвойникового  $4,4$  % при развитии  $B2-R-B19'$  МП.

Образцы монокристаллов отжигали в трубке в атмосфере гелия при 1253 К в течение 1 ч с последующим закаливанием в воду. Далее монокристаллы старили при 823 К в течение 1 ч, одну часть образцов – на воздухе для получения поверхностного оксидного слоя, а вторую часть – в атмосфере гелия.

В монокристаллах  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  состаренных на воздухе экспериментально обнаружена поверхностная пленка, состоящая из нескольких слоев. Установлено, что первый слой представляет оксидный поверхностный слой толщиной 250 нм с составом O – 77,95 ат. %, Ti – 21,79 ат. %, Ni – 0,25 ат. %. Под ним находится слой толщиной 170 нм, который обогащен по никелю (Ti – 24,5 ат. %, Ni – 75,5 ат. %). Далее наблюдается  $B2$ -матрица, содержащая 11 – 13 % частиц  $Ti_3Ni_4$ , которые имеют линзообразную форму, размером в диаметре 300 – 400 нм и не испытывают  $B2-R-B19'$ . В монокристаллах, состаренных в гелии, поверхностные слои отсутствуют и  $B2$ -матрица имеет аналогичный гетерофазный состав, что и у состаренных на воздухе кристаллов.

С помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии были получены температуры термоупругого  $B2-R-B19'$  МП в состаренных на воздухе монокристаллах  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ . Температуры начала и конца  $R-B19'$  МП равны  $M_s=238$  К и  $M_f=221$  К, температура  $B2-R$  перехода –  $T_R=270$  К, температура начала и конца обратного  $B19'-B2$  МП –  $A_s=276$  К и  $A_f=288$  К. Температуры  $B2-R-B19'$  МП для монокристаллов без поверхностных слоев, состаренных в гелии, близки к состаренным на воздухе с оксидным слоем.

Было рассмотрено влияние способа деформации на ЭПФ в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой. На рисунке 1 представлены примеры кривых деформации от температуры  $\varepsilon(T)$  в циклах охлаждение/нагрев при деформации растяжением и сжатием для  $[111]_{B2}$ -монокристаллов сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , состаренных на воздухе и в гелии. В результате исследований функциональных свойств в монокристаллах сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  с оксидным слоем и без установлено, что наличие оксидного слоя не оказывает влияние на функциональные свойства (рис. 1). При одной величине внешних приложенных напряжений 250 МПа в зависимости от способа деформации наблюдается различная обратимая деформация  $\varepsilon_{ЭПФ}$ . При растяжении обратимая деформация составляет  $\varepsilon_{ЭПФ}=5,5\%$ , что почти в 3 раза больше, чем при сжатии ( $\varepsilon_{ЭПФ}=2\%$ ).

В отличие от сжатия, при растяжении в циклах охлаждение/нагрев развивается пластическая деформация при напряжениях больше 300 МПа. Необратимая деформация после цикла охлаждение/нагрев при растяжении под нагрузкой 400 МПа равна 1,4 %. Максимальная обратимая деформация для сжатия равна  $\varepsilon_{ЭПФ}=2\%$ , а для растяжения это значение в три раза выше и составляет  $\varepsilon_{ЭПФ}=6,1\%$ . Уменьшение обратимой деформации по сравнению с теоретической деформацией превращения  $\varepsilon_0$  связано с не превращенными объемами, наличием вторичных фаз и дендритов в объеме материала.

Температурный гистерезис при растяжении и сжатии близок и составляет 25 – 28 К. Накопление большой необратимой деформации до 1,4 % при растяжении приводит к увеличению рассеяния энергии и, соответственно, температурного гистерезиса до 38 К.

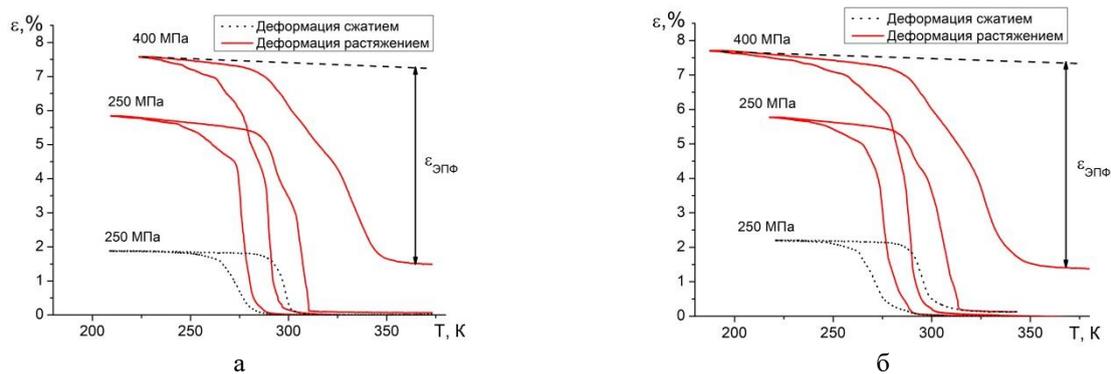


Рис. 1. Кривые  $\varepsilon(T)$  при охлаждении/нагреве под действием внешней нагрузки для состаренных в гелии без оксидного слоя (а) и на воздухе с оксидным слоем (б) монокристаллов  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , ориентированных вдоль  $[111]_{B2}$ -направления

Таким образом, оксидный поверхностный слой толщиной 250 нм и составом O – 77,95 ат. %, Ti – 21,79 ат. %, Ni – 0,25 ат. % в  $[111]_{B2}$ -монокристаллах сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ , оказывает слабое влияние на температуры B2-R-B19' МП и функциональные свойства. В состаренных на воздухе (с оксидным слоем) и в гелии (без поверхностных слоев)  $[111]_{B2}$ -монокристаллах сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  наблюдается зависимость ЭПФ от способа деформации. Так при деформации сжатием максимальная обратимая деформация равна  $\varepsilon_{ЭПФ}=2\%$ , в свою очередь при растяжении –  $\varepsilon_{ЭПФ}=6,1\%$ . Развитие МП под нагрузкой при охлаждении/нагреве при растяжении сопровождается накоплением необратимой деформации до 1,4 %, в отличие от сжатия, где необратимая деформация отсутствует.

*Исследование проведено при поддержке гранта в соответствии с Постановлением Правительства Российской Федерации № 220 от 09 апреля 2010 года (Соглашение № 075-15-2021-612 от 04 июня 2021 года).*

1. Гюнтер В.О., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф., Чекалкин Т.Л. Никелид титана: медицинский материал нового поколения. Т.: [Изд-во МИЦ]. – 2006. – 286 с.
2. Nam T.H., Chung D.W., Lee H.W., Kim J.H., et.al. Effect of the surface oxide layer on transformation behavior and shape memory characteristics of Ti-Ni and Ti-Ni-Mo alloys // Journal of material science. 2003. V. 38. P. 1333–1338.

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650°C**

Федосеева А.Э.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

В настоящее время тенденцией в развитии энергетического машиностроения является увеличение коэффициента полезного действия до 45% энергоблоков тепловых электростанций, работающих на угле, за счет повышения температуры сгорания. В качестве перспективного материала изготовления элементов энергоблоков нового поколения выступают высокохромистые стали мартенситного класса. Термическая обработка таких сталей обычно состоит из нормализации с последующим отпуском, что приводит к формированию структуры троостита отпуска со строгой иерархией структурных элементов: исходные аустенитные зерна, формирующиеся в процессе аустенитизации, делятся на пакеты, которые делятся на блоки, которые, в свою очередь, состоят из мартенситных реек с малоугловыми границами. Отметим, что структура является неравновесной ввиду высокой плотности дислокаций. Стабилизация дислокационной и зеренной структур происходит за счет выделения карбидов  $Cr_{23}C_6$  по границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек, а также нанодисперсных карбонитридов NbX, где X – углерод, азот или их комбинация, равномерно распределенных по матрице. Такая структура обеспечивает высокое сопротивление ползучести, пока сохраняются пороговые напряжения. Снижение пороговых напряжений приводит к появлению перелома на кривой длительной прочности и кривой зависимости «Минимальная скорости ползучести vs Приложенное напряжение». Появление этого перелома затрудняет прогнозирование предела длительной прочности при долговременной ползучести по результатам испытаний в режимах кратковременной ползучести. Целью настоящей работы является выявить структурные изменения, приводящие к снижению сопротивления ползучести при низких приложенных напряжениях в высокохромистой стали при 650°C.

В работе была исследована 10% Cr сталь следующего химического состава (в вес.%): Fe<sub>осн.</sub>-0,11C-0,03Si-0,14Mn-9,85Cr-3,2Co-0,13Mo-2,86W-0,23V-0,07Nb-0,03Ni-0,008B-0,002N-0,22Cu-0,17Re. Термическая обработка исследуемой стали включала в себя нормализацию с температуры 1050°C с выдержкой в течение 1 часа, охлаждение на воздухе, и последующим отпуском при 770°C в течение 3 часов, охлаждение на воздухе. Испытания на ползучесть до разрушения при температуре 650°C и приложенных напряжениях от 200 до 120 МПа были проведены на плоских образцах с поперечным сечением 7×3 мм<sup>2</sup> и длиной рабочей части 25 мм с использованием машины рычажного типа АТС2330 в соответствии с ГОСТ 3248-81. Микроструктурные исследования были проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM JEOL-2100, оснащенного приставкой для энергодисперсионного анализа, и растрового электронного микроскопа Quanta 600 3D, оснащенного приставкой для EBSD (Electron backscatter diffraction) анализа, соответственно.

Термическая обработка экспериментальной стали привела к формированию структуры троостита отпуска, представленной на рис. 1, с размером исходного аустенитного зерна около 60 мкм. Размер мартенситных реек составил 370 нм, и плотность дислокаций внутри мартенситных реек была достаточно высокой. Фазовый состав экспериментальной стали включал в себя феррит и такие частицы вторичных фаз, как карбиды  $Cr_{23}C_6$  со средним размером около 70 нм, карбонитриды Nb(C,N) со средним размером 30-40 нм и вольфрам-обогащенные карбиды  $M_6C$  со средним размером 40-50 нм. К существенным отличиям экспериментальной стали можно отнести пониженные объемные доли карбидов  $M_{23}C_6$  и карбонитридов NbX по сравнению с ранее изученной 10%Cr сталью с Re.

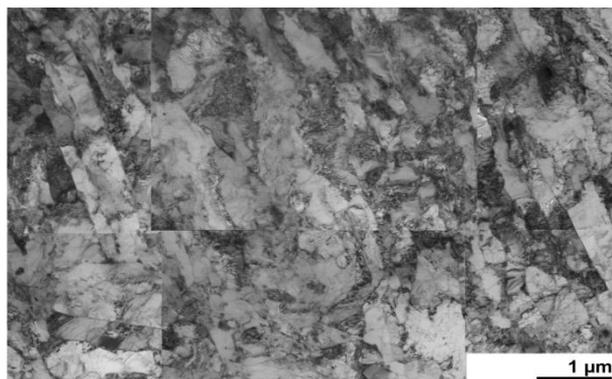


Рис. 1. ПЭМ изображение структуры троостита отпуска высокохромистой стали после термической обработки

В процессе ползучести при низких приложенных напряжениях основными изменения в структуре экспериментальной стали являлись (рис. 2):

- существенное увеличение размеров реек до 1 мкм с одновременным снижением плотности дислокаций на порядок, образование крупных субзерен;
- укрупнение частиц фазы Лавеса с появлением высокой доли крупных частиц с размерами более 250 нм по ВУГ и практически полным растворением мелких частиц с размерами менее 50 нм по МУГ;
- укрупнение Си-обогащенных частиц с появлением значительной доли крупных частиц более 200 нм.

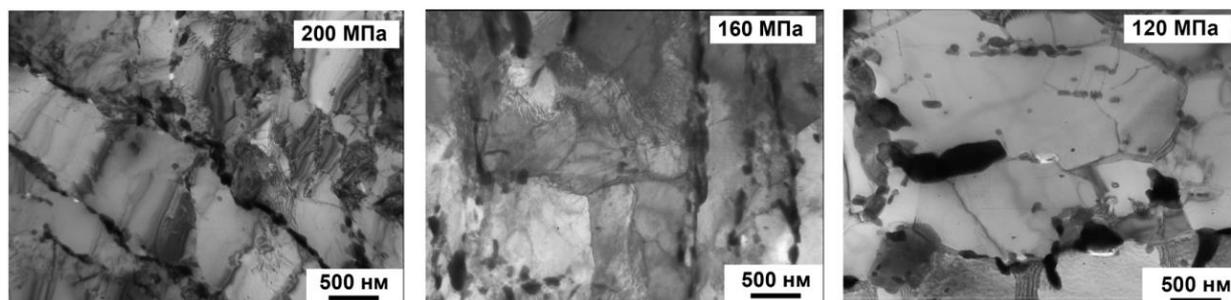


Рис. 2. ПЭМ изображения структуры высокохромистой стали после испытаний на ползучесть при температуре 650°C и различных напряжениях

Быстрое укрупнение фазы Лавеса приводит к ускорению переползания дислокаций и укрупнению карбидов  $Cr_{23}C_6$ , что провоцирует трансформацию реечной структуры троостита отпуска в субзеренную (рис. 2). Эта трансформация является причиной потери высокохромистыми сталями своего уникального сопротивления ползучести и резкого уменьшения величин долговременной прочности в результате перехода от кратковременной ползучести к долговременной ползучести. Источниками пороговых напряжений являются мелкие частицы карбидов и фазы Лавеса, расположенные по малоугловым границам мартенситных реек. Растворение этих мелких частиц карбидов и фазы Лавеса по границам реек является причиной появления перелома на кривой длительной прочности и снижения сопротивления ползучести при низких приложенных напряжениях. Таким образом, стабильность карбидов  $M_{23}C_6$  и фаз Лавеса по границам мартенситных реек является ключевым моментом для стабильности структуры троостита отпуска 9-10%Cr сталей в процессе ползучести.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 19-73-10089-П с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ". ЦКП "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" выражает благодарность Министерству науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ ЛУЧЕВОЙ СТЕРИЛИЗАЦИИ

Филиппова Е.О.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

В настоящее время заметно возрос интерес к полимерам медицинского назначения, в частности – к биорезорбируемым. Материалы, способные к распаду в организме, используются в клинической практике очень широко. Одним из требований к полимерным изделиям медицинского назначения является достаточная гибкость, эластичность и прочность, также сохранение этих свойств после процедуры стерилизации. Поликапролактон как биорезорбируемый полимер используется в офтальмологической практике в первую очередь в качестве материала – доставки лекарственных препаратов, и имеет перспективы использования в качестве роговичных имплантатов – пленок.

Цель работы – исследование механических свойств пленок поликапролактона после лучевой стерилизации.

Исходные образцы пленок получали из 1%-го раствора поликапролактона (ПКП) с молекулярным весом,  $M_w=80000$  г/моль (Sigma-Aldrich, Англия) в хлороформе ( $CHCl_3$ ) (Экрос, Россия). Готовый раствор в количестве 12г выливался в чашки Петри, которые выдерживались в вытяжном шкафу, до полного испарения растворителя (48 часов). Сформированные полимерные пленки удалялись из чашки и помещались в вакуумную камеру на 24 часа (давление  $10^{-3}$  Торр, температура  $25^\circ C$ ) для полного устранения остаточного растворителя. Толщина пленок определялась с помощью оптиметра «ИКВ-3» и составила  $(20,5 \pm 0,1)$  мкм. Для лучевой стерилизации пленок поликапролактона использовали  $\gamma$ -излучение  $^{60}Co$  в дозе 15кГр. Исследования прочностных и механических характеристик были выполнены согласно ГОСТ 14236–81 и ГОСТ 11262–50 на испытательной установке Instron 3300 (ASTM D882). Степень кристалличности была определена методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на совмещенном ТГА/ДСКА анализаторе SDT Q600.

В результате механических испытаний пленок поликапролактона после стерилизации выявлены следующие статистически значимые различия предельных значений: уменьшение удлинения при разрыве на 17,2%, модуля Юнга на 40%, напряжения при растяжении на 56,2% по сравнению с исходными данными ( $p>0,05$ ). Подобные изменения механических свойств пленок после  $\gamma$ -стерилизации и плазмы связаны с увеличением степени кристалличности, которая была методом ДСК. Оценка изменения энтальпии плавления осуществлялась из расчёта площади под кривой пика плавления, а вычисление степени кристалличности полимера показало, что содержание кристаллической фазы в исходных плёнках поликапролактона составило 27,5%, после стерилизации – 29,8%. Считается, что  $\gamma$ -излучение вызывает сжатие цепей во время прохождения ионов сквозь полимер, в следствие чего происходит сокращение объема пор внутри него, что может увеличивать размер кристаллитов.

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что лучевая стерилизация поликапролактона влияет на механические характеристики полимерных пленок, способствуя уменьшению предельных значений удлинения при разрыве, модуля Юнга и напряжения при растяжении.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 20-08-00648.*

**НЕАДИАБАТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ АТОМОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДОКРИТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ В ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ**

Хон Ю.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Разрушение твердых тел представляет широко распространенный в природе процесс, многие аспекты которого до сих пор остаются не ясными. В частности, существует большое различие между идеальной (теоретической) прочностью  $\sigma_{id} \approx 0.1E$  ( $E$  – модуль Юнга) и реальной прочностью  $\sigma_{re} \ll \sigma_{id}$  твердых тел. Это различие принято объяснять наличием в твердом теле докритических трещин (зародышей трещин). Под действием приложенных сил их длина может превысить критическое значение, что приводит к разрушению [1]. Образование докритической трещины обычно связывается с разрывом межатомных связей. Но при реальном значении деформирующего напряжения разорвать межатомные связи в твердом теле невозможно. Поэтому предполагается, что в кристалле всегда имеются различного типа дефекты, приводящие к образованию докритической трещины (pre-existing defects producing critical cracks). При моделировании процесса разрушения на различных пространственных и временных масштабах существование докритических и закритических трещин предполагается с самого начала. Механизмы зарождения докритических трещин в твердых телах при сравнительно малых напряжениях остаются не ясными. Возможная причина такого положения дел состоит в том, что не учитывается специфика деформируемой среды, представляющей открытую систему ядер и электронов. В рамках существующих представлений и подходов неявно предполагается, что динамика атомов является адиабатической. Применимость адиабатического приближения, как известно, ограничена изолированными системами, адиабатические поверхности потенциальных энергий (ППЭ) которых разделены широкими энергетическими щелями. Твердое тело при деформации представляет открытую систему ядер и электронов с пересекающимися адиабатическими ППЭ. В этих условиях структурная релаксация определяется не только термически активированными смещениями при колебаниях атомов, но и атермическими смещениями при неадиабатических переходах между ППЭ. Динамика атомов в таких системах является неадиабатической. Это обстоятельство в существующих подходах и моделях не учитывается. В докладе рассмотрено решение задачи о зарождении докритической трещины, учитывающее вклад смещений при неадиабатических переходах атомов Ландау-Зинера [2, 3] в открытой системе ядер и электронов.

Рассматривается массивное хрупкое твердое тело, которое растягивается вдоль оси  $x$  с постоянной скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ , здесь  $\epsilon = (X - X_0)/X_0$  – макроскопическая деформация,  $X$  – длина образца в момент времени  $t$ . Рассмотрены особенности динамики атомов в открытых (деформируемых) средах, происхождение и условия возбуждения неадиабатических переходов атомов. В предложенном подходе приняты во внимание (1) смещения при неадиабатических переходах атомов, (2) смещения, определяемые градиентами потенциальной энергии. Решение задачи на атомных масштабах, например, методами неадиабатической молекулярной динамики вряд ли возможно, учитывая характерные размеры докритической трещины. Для описания кинетики структурной релаксации деформируемой среды используется метод фазового поля, обобщенный на случай открытых систем. Показано, что:

1. Зарождение докритической трещины в хрупком твердом теле определяется процессами структурной релаксации в открытой системе ядер и электронов под действием внешней силы. В таких системах динамика атомов является неадиабатической. Помимо смещений, определяемых колебательными степенями свободы, возбуждаются динамические смещения, определяемые неадиабатическими переходами атомов Ландау-Зинера.

2. Возбуждение динамических смещений атомов приводит к неупругой деформации среды и инициирует неустойчивость нелинейной системы относительно продольной волны

упругих смещений. Кинетика структурной релаксации описывается двумя связанными нелинейными уравнениями параболического типа для динамических параметров порядка.

3. Возникновение докритической трещины является результатом локализации неупругой деформации среды. Возбуждение локализованных динамических и упругих смещений атомов сопровождается локальным удлинением и уменьшением поперечного сечения образца при реальном уровне приложенной нагрузки. Образующаяся при этом «шейка» представляет докритическую трещину. Найдены условия существования локализованных решений (автосолитонов).

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

1. Griffith A.A. The phenomena of rupture and flow in solids // Philos. Trans. R. Soc. London. 1921. V. 221. P. 163–198.
2. Landau L. On the theory of transfer of energy at collisions II // Phys. Z. Sowjetunion. 1932. V. 2. P. 46–51.
3. Zener C. Non-adiabatic crossing of energy levels // Proc. R. Soc. 1932. V. A 137. P. 696–702.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФТОРОПЛАСТА-4 И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ

<sup>1,2</sup>Хохлов А.В., <sup>3</sup>Бабайцев А.В., <sup>2</sup>Гулин В.В., <sup>1,2</sup>Вотинова О.С., <sup>1</sup>Тарасова П.Н., <sup>1</sup>Ушканов А.А.

<sup>1</sup>*Институт естественных наук СВФУ им. М. К. Аммосова, Якутск*

<sup>2</sup>*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва*

<sup>3</sup>*Московский авиационный институт (НИИ), Москва*

Политетрафторэтилен (ПТФЭ, фторопласт-4) широко используется в машиностроении, строительстве, медицине, электротехнике, химической промышленности, военной и аэрокосмической технике благодаря уникальному набору полезных физико-механических свойств: очень низкий коэффициент трения, гидрофобность, устойчивость к воздействию воды, света, УФ-излучения, агрессивных сред, природных загрязнений, физиологическая нейтральность, электроизоляционная способность, стабильность свойств в широком диапазоне температур (от -260°C до +260°C). К недостаткам ПТФЭ можно отнести высокую ползучесть под нагрузкой даже при комнатной температуре (хладотекучесть), низкую износостойкость, низкую стойкость к радиации. Для улучшения свойств и расширения области применения в матрицу ПТФЭ вводят разные наполнители: углеродные и базальтовые волокна, силикаты, детонационные нанодиамазы, порошки бронзы, дисульфида молибдена, графита, кокса, слюды, меди, нитрида бора.

В докладе приведены данные нескольких серий квазистатических испытаний на растяжение с постоянными скоростями движения траверсы и на ползучесть и восстановление по двухступенчатым программам растяжения образцов из чистого ПТФЭ и ряда композитов на его основе с повышенной износостойкостью, полученных в последние годы в лабораториях «Технологии полимерных нанокомпозитов» и «Полимерные композиты для Севера» Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова введением в качестве наполнителей слоистых силикатов (механоактивированные каолин и серпентин) и коротких базальтовых волокон [1–4]. Образцы имели форму лопаток с длиной рабочей части 70 мм и площадью поперечного сечения 32 мм<sup>2</sup>. Эти испытания проводились в НИУ МАИ на машине Instron 5969, а испытания на износостойкость – в СВФУ на универсальном высокотемпературном трибометре SETR UMT-3 по схеме трения "палец-диск".

Построены и проанализированы семейства диаграмм деформирования с разными скоростями растяжения (различающимися в 600 раз) и кривых ползучести и восстановления (КПВ) при разных уровнях напряжения. Исследованы особенности шейкообразования и разрушения, скоростная чувствительность диаграмм деформирования композитов, зависимость модуля упругости, напряжения течения, напряжения и деформация при разрыве от скорости растяжения и от вида и содержания наполнителя. В испытаниях обнаружены высокая деформативность фторопласта (кратность растяжения более 4 при скорости движения траверсы 1 мм/мин, кратность растяжения около 2 при скорости 600 мм/мин), способность материалов течь при постоянной нагрузке, выраженные наследственные свойства и высокая скоростная чувствительность: при увеличении скорости растяжения в 600 раз измеряемые напряжения увеличились почти в 2 раза, а деформация при разрушении уменьшилась в 2 раза (с 425% до 215%). Все эти свойства становятся менее выраженными при наполнении фторопласта слоистыми силикатами до определенной концентрации. Подобраны содержания наполнителей, обеспечивающие наибольшее снижение ползучести и повышение жесткости (мгновенного модуля), прочности и износостойкости.

По семейству построенных КПВ осуществлена проверка индикаторов применимости [5,6] к описанию деформирования исследуемых материалов физически нелинейного определяющего соотношения (ОС) вязкоупругопластичности типа Максвелла с двумя материальными функциями, детально изученного ранее в цикле статей [5–12].

$$\varepsilon(t) = E^{-1}F(\sigma(t)) + \eta^{-1} \int_0^t V(\sigma(\tau))d\tau \quad (1)$$

Это ОС сочетает относительную простоту и широту области применимости: оно обобщает ряд классических моделей (за счёт произвольности материальных функций  $F(x)$  и  $V(x)$ ), управляющих упругой и вязкопластической компонентами деформации в (1)) и описывает широкий круг реологических эффектов, типичных для многих реономных материалов, проявляющих вязкоупругие и пластические свойства. Установлено, что базовые индикаторы применимости [5, 6] этого определяющего соотношения выполняются с хорошей точностью, а экспериментальные зависимости скорости установившейся ползучести и пластической деформации от уровня напряжения хорошо приближаются степенными и экспоненциальными функциями. Проведены определение двух материальных функций ОС (1) в классах степенных функций (найлены параметры, задающие степенные материальные функции) и отработка двух методик идентификации ОС (1) по КПВ [5], указан способ улучшения исходной методики идентификации путем предварительного приведения (посредством аппроксимации) экспериментальных кривых к качественному виду теоретических кривых, порождаемых ОС (1). Выполнена верификация ОС с найденными материальными функциями, продемонстрировано, что оно вполне удовлетворительно описывает КПВ исследованных материалов при деформациях, не превышающих 50%, намечены пути усовершенствования методик идентификации ОС (1).

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-13-20056, rscf.ru/project/22-13-20056.*

1. Слепцова С.А., Лазарева Н.Н., Капитонова Ю.В., Лаукканен Э.А.С., Афанасьева Е.С. Полимерные композиты на основе политетрафторэтилена и природных слоистых силикатов для уплотнительных устройств техники Севера // *Фундаментальные и прикладные вопросы горных наук*. 2020. Т. 7, № 2. С. 170–176.
2. Ушканов А.А., Слепцова С.А., Горохова С.В. Разработка фторопластовых композитов, армированных волокнами на основе базальта // *Ползуновский вестник*. 2021. № 4. С. 110–114.
3. Лаукканен С., Слепцова С.А., Тарасова П.Н., Федосеева В.И., Дьяконов А.А. Влияние механо-активированных каолина и шпинели магния на свойства политетрафторэтилена // *Южно-Сибирский научный вестник*. 2020. № 3 (21). С. 18–23.
4. Тарасова П.Н., Слепцова С.А., Лаукканен С., Дьяконов А.А. Уплотнительные материалы на основе политетрафторэтилена для авиационной техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 1 (66). С. 51–64. DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-51-64.
5. Хохлов А.В. Индикаторы применимости и методики идентификации нелинейной модели типа Максвелла для реономных материалов по кривым ползучести при ступенчатых нагружениях // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естественные науки*. 2018. № 6. С.92–112. DOI: 10.18698/1812-3368-2018-6-92-112.
6. Хохлов А.В. Индикаторы применимости и методики идентификации нелинейной модели упруговязкопластичности типа Максвелла по двойным кривым обратной ползучести // *Проблемы прочности и пластичности*. 2021. Т.83, №4. С. 443–450. DOI:10.32326/1814-9146-2021-83-4-433-450.
7. Хохлов А.В. Идентификация нелинейной модели упруговязкопластичности типа Максвелла по диаграммам нагружения с постоянными скоростями // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. №4. С. 2–10. DOI: 10.31044/1814-4632-2018-4-2-10.
8. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: моделирование влияния температуры на кривые деформирования, релаксации и ползучести // *Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Сер. физ.-мат. науки*. 2017. Т.21. №1. С. 160-179. doi: 10.14498/vsgtu1524.
9. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: свойства семейства кривых релаксации и ограничения на материальные функции // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Естеств. науки*. 2017. № 6. С. 31-55. DOI: 10.18698/1812-3368-2017-6-31-55.
10. Хохлов А.В. Нелинейная модель вязкоупругопластичности типа Максвелла: скорость накопления пластической деформации при циклических нагружениях // *Деформация и разрушение материалов*. 2017. № 7. С. 7–19. DOI: 10.31044/1814-4632-2017-7-7-19.
11. Хохлов А.В. Свойства диаграмм нагружения и разгрузки, порождаемых нелинейным определяющим соотношением типа Максвелла для реономных материалов // *Вестник Самарского гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. науки*. 2018. Т.22, № 2. С. 293-324. doi: 10.14498/vsgtu1573.
12. Хохлов А.В. О возможности описания знакопеременности и немонотонности зависимости от времени коэффициента Пуассона при ползучести с помощью нелинейной модели вязкоупругопластичности типа Максвелла // *Деформация и разрушение матер.* 2019. № 3. С. 16–24. DOI: 10.31044/1814-4632-2019-3-16-24.

**ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И  
СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ  
МОНОКРИСТАЛЛАХ TiZrHfNiCuCo**

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Выродова А.В.,  
Сараева А.А., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Кириллов В.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Сибирский физико-технический институт, Томск*

Впервые разработана методика роста и получены новые высокопрочные, высокоэнтروпийные монокристаллы (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>15</sub>Co<sub>10</sub> (ат.%). Проведено исследование развития В2-В19' мартенситного превращения (МП), эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>15</sub>Co<sub>10</sub> монокристаллов в состоянии после роста при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой, ориентированных вдоль [001] направления, при деформации сжатием.

В (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>15</sub>Co<sub>10</sub> монокристаллах наблюдается высокотемпературное В2-В19' МП с температурами начала  $M_s=404$  К и конца  $M_f=350$  К прямого при охлаждении и температурами начала  $A_s=354$  К и конца  $A_f=476$  К обратного при нагреве МП. Видно, что  $A_s < M_s$  и, согласно термодинамике развития МП, в этих кристаллах упругая энергия  $\Delta G_{el}$ , генерируемая при В2-В19' МП, оказывается значительно больше, чем рассеянная энергия  $\Delta G_{dis}$ .

При сжатии [001]-кристаллов обнаружена типичная для сплавов, испытывающих В2-В19' МП под нагрузкой, зависимость напряжений  $\sigma_{кр}$  начала МП от температуры  $T$ . В интервале температур от  $M_s$  до  $M_d$  ( $M_d$  – температура, при которой напряжения  $\sigma_{кр}$ , необходимые для начала МП под нагрузкой, равны  $\sigma_{кр}$  для начала пластического течения В2-фазы) наблюдается линейный рост  $\sigma_{кр}(T)$ , который описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{кр}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}. \quad (1)$$

Здесь  $\varepsilon_0$  – деформация превращения,  $\Delta S$ ,  $\Delta H$  – соответственно, энтропия и энтальпия для В2-В19' МП,  $T_0$  – температура химического равновесия фаз.

Показано, что  $\alpha = \sigma_{кр}(T)/dT = 5.8$  МПа/К, которое оказалось близким к ранее найденным значениям  $\alpha = \sigma_{кр}(T)/dT$  для [001]-кристаллов TiNi при сжатии. Показано, что при  $T=M_d$   $\sigma_{кр}(M_d) = 1000$  МПа и, следовательно, такие кристаллы являются высокопрочными кристаллами у которых  $\sigma_{кр}(В2) \leq G/100$ .

Установлено, что СЭ наблюдается в широком температурном интервале от  $M_s=404$ К до 533К и такие кристаллы являются кристаллами с высокотемпературной СЭ. Максимальные значения СЭ равны 4,3%, которые оказались близкими к теоретическим значениям. ЭПФ под нагрузкой при вариации внешних напряжений от 100 МПа до 400 МПа изменяется от 0,6% до 3%. Показано, что напряжения начала В2-В19' МП, определенные по кривым ЭПФ при охлаждении/нагреве под нагрузкой при  $T < 450$ К оказываются значительно ниже, чем значения, определенные в изотермических условиях деформации.

Разработано термодинамическое описание особенностей развития В2-В19' МП в высокопрочных, высокотемпературных и высокоэнтропийных [001] (TiZrHf)<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>15</sub>Co<sub>10</sub> монокристаллах, которое основано на анализе вкладов  $\Delta G_{dis}$  и  $\Delta G_{el}$  и объясняет развитие СЭ в интервале температур от температуры  $M_s$  до температуры  $A_s$  и зависимость напряжений начала В2-В19' МП от способа испытания. Обсуждается влияние высокой энтропийности сплава на процессы зарождения и роста В19'-мартенсита.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00017.*

**ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА TiNi С  
МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И  
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ**<sup>1,2</sup>Чуракова А.А., <sup>2</sup>Каюмова Э.М., <sup>2</sup>Мызгина М.А.<sup>1</sup>*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского  
центра Российской академии наук, Уфа*<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет Уфа*

Мартенситные превращения, в том числе в сплавах системы TiNi, протекают с изменением объема участвующих фаз [1–2]. Хотя эти изменения минимальны, они, как и другие особенности превращений, приводят к повышенным напряжениям в межфазной области - на границах трансформирующихся фаз, что приводит к образованию необратимых кристаллографических дефектов (например, дислокаций в аустенитная фаза) [2]. Результаты исследований коррозионных характеристик никелида титана противоречивы. В работе [3] описаны электрохимическое поведение и коррозионная стойкость никелида титана. Представляют интерес исследования по коррозионному поведению сплавов TiNi с различной микроструктурой, в том числе с мартенситной. Материалом исследования являлся образцы двухкомпонентных сплав TiNi с мартенситной микроструктурой – Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub>, имеющий структуру мартенсита В19'. Для образования твердого раствора на основе TiNi сплав закачивали из области гомогенности (от 800 °С) в воду. Средний размер зерна закаленного сплава (крупнозернистое состояние) составлял 50 мкм. После закалки образцы были деформированы путем равноканального углового прессованием по режиму В<sub>с</sub> (6 проходов) при T = 450 °С. В качестве коррозионной среды использовался водный раствор NaCl и H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом металлографическом микроскопе OLYMPUS GX51, структурные исследования образцов после коррозионных испытаний проводились с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM-6490LV. Фазовый состав исследовали на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV IV (U=40кВ и I=35мА) в диапазоне углов 2θ=30-120° для определения угловых координат рентгеновских линий. В крупнозернистом состоянии существенных коррозионных повреждений не наблюдается, продукты коррозии хорошо заметны в темном поле, снятом с помощью инвертированного микроскопа. В ультрамелкозернистом состоянии наблюдаются значительные коррозионные повреждения в виде питтингов, размер которых составляет несколько микрометров. Рассчитанная по данным гравиметрии скорость коррозии равна V<sub>КЗ</sub> = 0,015 г/м<sup>2</sup>\*ч и V<sub>УМЗ</sub> = 5,41 г/м<sup>2</sup>\*ч. Таким образом скорость коррозии в ультрамелкозернистом состоянии значительно выше, чем в крупнозернистом, что можно объяснить и большей плотностью дефектов и фазовой составляющей. Проведенный рентгенофазовый анализ образцов после коррозионных испытаний показал, что в ультрамелкозернистом состоянии наблюдается высокая доля фазы TiNiH<sub>1,4</sub>, по сравнению с объемной долей этой фазы в крупнозернистом состоянии. Вероятно, с этим связано, что коррозия в ультрамелкозернистом состоянии протекает активнее и с образованием питтингов. Кроме того, в ультрамелкозернистом состоянии наблюдается 5,3% фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub>O<sub>x</sub>, в то время как в крупнозернистом состоянии данной фазы не было обнаружено. Также наблюдается перераспределение фазы матрицы TiNi в ультрамелкозернистом состоянии.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-73-00289).*

1. Никелид титана, структура и свойства / Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В., М.: Наука. – 1992. – 161 с.
2. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. / Ed. by: V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault and F. Trochu. Montreal: Ecole de technologie superieure (ETS), Canada. – 2003. – 851 p.
3. Tan, L. Corrosion and wear – corrosion behavior of NiTi modified by plasma source ion implantation // Biomaterials. 2003. V. 24. P. 3931–3939.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNiNb С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**<sup>1,2</sup>Чуракова А.А., <sup>2</sup>Мызгина М.А.<sup>1</sup>*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа*<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет Уфа*

В последние десятилетия сплавы TiNiNb с памятью формы (СПФ) привлекли большое внимание благодаря их широкому гистерезису превращения, отличным механическим свойствам и эффекту памяти формы [1-4]. До сих пор было предложено несколько методов разработки высокопрочных сплавов на основе TiNiNb, включая холодную обработку давлением с последующим отжигом, добавление Co и оптимизацию содержания Nb. Хорошо известно, что сплав TiNiNb с широким гистерезисом превращения имеет доэвтектическую микроструктуру, состоящую из B2 матрицы, дисперсных частиц фазы  $\beta$ -Nb [1-4]. Однако до сих пор в литературе ограниченное количество данных о УМЗ сплавах TiNiNb. Целью данного исследования является исследование микроструктуры и механических свойств УМЗ сплава TiNiNb, обработанного методом РКУП. В качестве материала исследования был выбран сплав Ti<sub>44</sub>Ni<sub>47</sub>Nb<sub>9</sub>(ат. %). Перед обработкой сплав отжигали в печи при 850 °С в течение 1 ч, а затем закачивали в воду. Образцы были подвергнуты РКУП при температуре 450 °С, 8 проходов с углом пересечения каналов 120° по маршруту Bc. Фольги для ПЭМ готовили механическим шлифованием с последующей двусторонней электрополировкой с использованием раствора электролита, состоящего из 80 % метанола и 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> по объему. Механические испытания на растяжение малых плоских образцов с рабочей частью 1\*0,25\*4 мм проводились со скоростью деформации 1\*10<sup>-3</sup>с<sup>-1</sup> при комнатной температуре. Согласно данным рентгеноструктурного анализа структуру можно представить как смесь исходной B2 фазы, фазы  $\beta$ -Nb и фазы (Ti,Nb)<sub>2</sub>Ni, со следующими параметрами решетки: B2, a = 0,3018 нм; фаза  $\beta$ -Nb, a = 0,3296 нм, и фаза (Ti,Nb)<sub>2</sub>Ni, a = 1,1326 нм соответственно. После обработки РКУП относительная интенсивность нескольких дифракционных пиков изменилась. Например, исчез дифракционный пик, соответствующий фазе (220)  $\beta$ -Nb, и усилился дифракционный пик фазы (211) B2. Это свидетельствует о том, что РКУП изменяет ориентацию зерен в сплаве Ti<sub>44</sub>Ni<sub>47</sub>Nb<sub>9</sub>. После РКУП наблюдается, согласно ПЭМ, неоднородная микроструктура, которая связана с распределением фазы  $\beta$ -Nb. В области, богатой фазой  $\beta$ -Nb, зерна матрицы имеют удлиненную форму с высокой плотностью дислокаций. В областях, где отсутствует фаза  $\beta$ -Nb матрица характеризуется почти равноосными зернами и микроструктурой возврата. Механические свойства после РКУП возрастают на 10 % по сравнению с исходным состоянием, наибольшее изменение наблюдается в параметре предела фазовой текучести с 330 МПа до 520 МПа.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-69-47029).*

1. Zhang C.S., Zhao L.C., Duerig T.W., Wayman C.M. Effects of deformation on the transformation hysteresis and shape memory effect in a Ni<sub>47</sub>Ti<sub>44</sub>Nb<sub>9</sub> alloy // *Scr. Met.Mater.* 1990. V. 24. P. 1807–1812.
2. Piao M., Otsuka K., Miyazaki S., Horikawa H. Mechanism of the As temperature increase by pre-deformation in thermoelastic alloys // *Mater. Trans. JIM.* 1993. V. 34. P. 919–929.
3. Wang L., Rong L.J., Yan D.S., Jiang M., Li Y.Y. DSC study of the reverse martensitic transformation behavior in a shape memory alloy pipe-joint // *Intermetallics.* 2005. V. 13. P. 403–407.
4. Zhao X.Q., Xu J., Tang L., Gong S.K. High temperature oxidation behavior of NiTiNb intermetallic alloys // *Intermetallics.* 2007. V. 15. P. 1105–1115.

**ВОЛНОВОЙ ПРОЦЕСС ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ**<sup>1,2</sup>Шанявский А.А., <sup>2</sup>Никитин А.Д., <sup>1</sup>Солдатенков А.П.<sup>1</sup>*Авиационный регистр Российской Федерации, Московская область, Химки*<sup>2</sup>*Институт автоматизации проектирования РАН, Москва*

В процессе эксплуатации авиационных двигателей имеют место разрушения дисков компрессоров ГТД, которые изготавливают из титановых сплавов ВТЗ-1 и ВТ8 [1, 2]. Диски испытывают нагружение в полётном цикле, которое связано с высокой их напряжённостью, и могут достигать предельного состояния по разным критериям в зависимости от места расположения зоны зарождения и роста трещины. Например, в ободной части, где большую роль в нагружении дисков играет высокочастотное воздействие вибраций от лопаток, зарождение трещины может происходить по критерию многоциклового и, даже, сверхмногоциклового усталости [3]. В ступичной части предельное состояние достигается по критерию высокого уровня напряжения и долговечности не более  $6 \times 10^4$  полётных циклов нагружения без влияния высокочастотной и низкоамплитудной переменной нагрузки.

Во всех указанных случаях имеет место разрушение материала с формированием специфического рельефа излома, который сочетает в себе две области. Одна имеет вид, так называемого, фасеточного рельефа, отражающего двухфазовую структуру титанового сплава. Другая область заполнена бороздчатым рельефом, который характерен для разрушения не штампованного сплава. В подавляющем большинстве случаев области с фасеточным рельефом узкие и ориентированы в направлении развития разрушения, а области с усталостными бороздками расположены между ними. Причём формирование бороздок реализовано в направлении перпендикулярно к областям фасеточного рельефа. Этот факт отражает эффект, так называемого, мезотуннелирования трещины.

Выполнено комплексное исследование процессов разрушения титановых сплавов на образцах, вырезанных из дисков компрессоров. Испытаны образцы при низкой частоте нагружения с выдержкой под нагрузкой 20с и без неё, а также проведены высокочастотные испытания образцов при частоте 20 кГц. Сопоставлены механизмы зарождения и роста трещины в образцах и дисках компрессоров, оценена длительность роста трещины, построены зависимости относительного периода роста трещин от их долговечности. Показано, что в альфа-фазе разрушение как при формировании фасетки, так и блока усталостных бороздок не связано с изменением в распределении химических элементов сплава. Систематизированы механизмы зарождения трещин в области сверхмногоциклового усталости (СВМУ) и показана роль структуры материала в зарождении усталостных трещин. Построена мультимодальная усталостная кривая с учётом разных механизмов, определяющих зарождение трещин в области СВМУ.

Предложен механизм формирования волокнистой структуры титановых сплавов на мезомасштабном уровне, создаваемой в результате волнового процесса пластической деформации, реализуемого при штамповке дисков компрессоров, проявление которого приводит к созданию в материале чередующихся между собой вязких и хрупких волокон. В случае мезотуннелирования трещины первоначально разрушаются волокна охрупченного материала, что приводит к созданию фасеточного рельефа. Далее, границы между мезотуннелями разрушаются вязко с формированием усталостных бороздок. В зависимости от направления роста трещины может происходить чередование участков с усталостными бороздками и квазихрупким рельефом без бороздок (рис. 1).

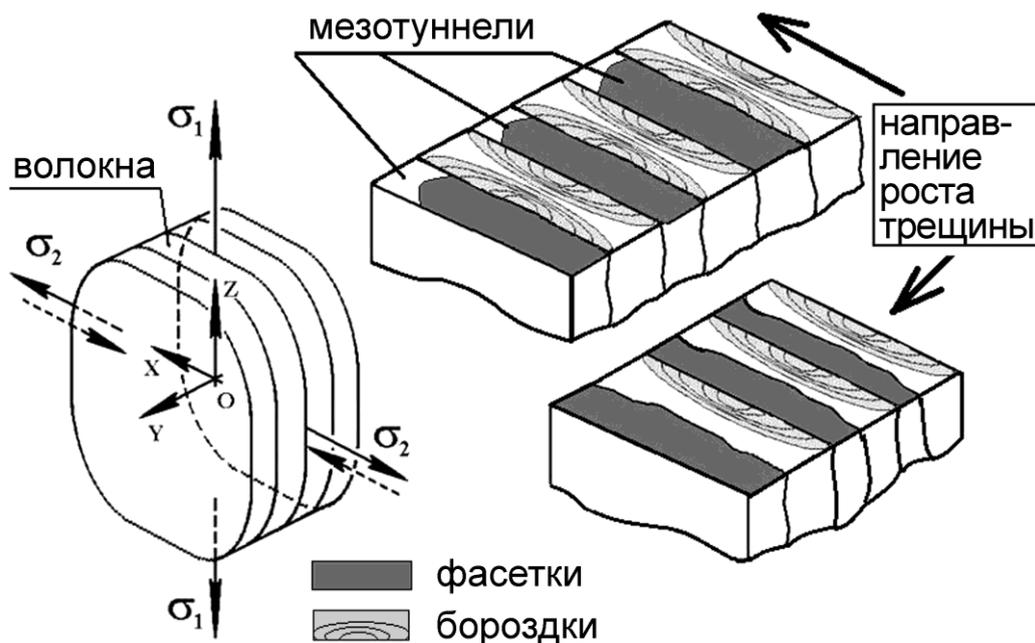


Рис. 1. Схема напряженного (двухосного) состояния материала после штамповки и различие в формировании излома по хрупким и вязким волокнам при разном направлении роста трещины

Выявлено бимодальное распределение относительной живучести в зависимости от долговечности при долговечности менее  $5 \times 10^5$  циклов нагружения с выдержкой и без неё.

Проведена оценка уровня эквивалентного напряжения в диске компрессора двигателя Д-18Т на основе результатов измерения шага усталостных бороздок. Показано, что диски работают при уровне напряжения существенно ниже предела текучести материала и их долговечность не может быть отнесена к области малоциклового усталости. Диски работают в области высоких напряжений, которые соответствуют масштабному уровню Мезо-II [3].

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00705).*

1. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиационных конструкций. Синергетика в инженерных приложениях. Уфа: Монография. – 2003. – 800 с.
2. Shanyavskiy A.A., Soldatenkov A.P., Nikitin A.D. Effect of Wave Process of Plastic Deformation at Forging on the Fatigue Fracture Mechanism of Titanium Compressor Disks of Gas Turbine Engine // Materials. 2021. V. 14. 1851. <https://doi.org/10.3390/ma14081851>
3. Шанявский А.А., Никитин А.Д., Солдатенков А.П. Сверхмногоцикловая усталость металлов. Синергетика и физическая мезомеханика. М.: Издательство физико-математической литературы. – 2021. – 496 с.

## ВЛИЯНИЕ РЕАКЦИОННОЙ СРЕДЫ СИНТЕЗА НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Сплавы никелида титана являются перспективным материалом для замещения дефектов костной ткани благодаря его согласованной деформации с биологическими тканями под действием нагрузки. При использовании монолитных сплавов TiNi, поверхность требует дополнительной модификации для предотвращения выхода никеля через рыхлый оксидный слой [1]. Пористые TiNi сплавы, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), имеют на поверхности плотный защитный слой интерметаллических оскикарбонитридов, который образуется естественным образом в процессе СВС [2]. Как правило, синтез проводят в атмосфере аргона и не рассматривают влияние другой реакционной среды на синтез интерметаллидов системы Ti-Ni [3]. В процессе СВС использование газовой среды азота может повысить долю нитридных фаз на поверхности пористого TiNi и увеличить его цитосовместимость. В связи с этим целью работы является сравнительное исследование фазового состава, мартенситных превращений, эффекта памяти формы и гемолитической активности пористых TiNi сплавов, синтезированных в атмосфере аргона и азота.

Пористые TiNi сплавы были получены методом СВС в режиме послойного горения в проточном реакторе в атмосфере аргона (TiNi-(Ar)) и азота (TiNi-(N)). Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре XRD-6000 Cu K $\alpha$ -излучении. Для полнопрофильного анализа рентгенограмм использовали программу POWDER CELL 2.4 и базу данных PDF-4+. Мартенситные превращения исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре DSC 404 F3 в температурном интервале от +250 °C до -150 °C. Скорости нагрева и охлаждения составляли 10 К / мин. Параметры эффекта памяти формы и интервалы его проявления исследовали на пористых TiNi пластинах 1x7x35 мм определяли в условиях одноосного растяжения под постоянной нагрузкой 1 кг в цикле нагрев–охлаждение–нагрев в температурном интервале от +200 °C до -160 °C на установке Instron 68TM-5 с климатической камерой. Гемолитическую активность эритроцитов рассчитывали фотоколориметрически с использованием ультрафиолетового спектрофотометра Picon, Uniplan при длине волны 545 нм.

Анализ рентгенограмм пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) образцов показал, что они имеют схожий фазовый состав (см. таблица 1). Отличие заключается в количественном соотношении фаз TiNi(B2), TiNi(B19'), Ti<sub>2</sub>Ni+Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>O(N), TiNi<sub>3</sub>.

Таблица 1. Данные PCA пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) образцов

Образец	Фазы	Объемная доля, об. %
TiNi-(Ar)	TiNi(B2)	66,2
	TiNi(B19')	9,4
	Ti <sub>2</sub> Ni+Ti <sub>4</sub> Ni <sub>2</sub> O	24,4
TiNi-(N)	TiNi(B2)	55,8
	TiNi(B19')	11,8
	Ti <sub>2</sub> Ni+Ti <sub>4</sub> Ni <sub>2</sub> O(N)	32,4
	TiNi <sub>3</sub>	следы

Методом ДСК установлено, что при охлаждении и нагреве в сплавах реализуется одностадийное мартенситное превращение B2 $\leftrightarrow$ B19' (см. рис. 1). Различия в значениях температур мартенситного превращения M<sub>s</sub>, M<sub>f</sub>, A<sub>s</sub>, A<sub>f</sub> пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) сплавов незначительны. На основании экспериментальных данных можно сделать вывод, что в образцах одинаково проходят мартенситные превращения, вызванные изменением температуры.

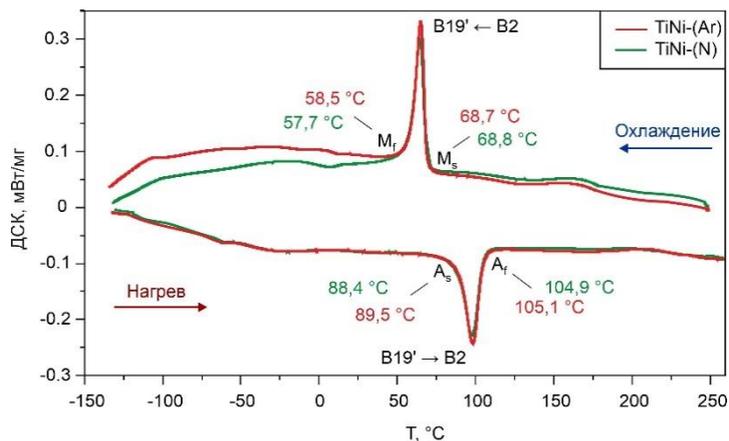


Рис. 1. ДСК-кривые пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) сплавов

Исследование реализации эффекта памяти формы пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) сплавов показало их существенное отличие (см. таблица 2). Первое отличие наблюдается в величине накопленной деформации аустенитной фазы при охлаждении, для TiNi-(Ar) она составляет 1%, а для TiNi-(N) не более 0,5%. Из-за большей доли хрупких оксинитридных включений для TiNi-(N) сплава происходит вовлечение меньшего объема матричной B2 фазы в процессе мартенситного превращения, что приводит к снижению общей накопленной деформации. Второе отличие наблюдается в ширине петли температурного гистерезиса. Для TiNi-(N) ширина петли температурного гистерезиса увеличивается на ~ 50 °С по сравнению с TiNi-(Ar). Это связано с ростом диссипативных потерь энергии в процессе мартенситного превращения  $B2 \leftrightarrow B19'$ . Возможный вклад в это дают частицы вторичных фаз  $Ti_2Ni + Ti_4Ni_2O(N)$ , за счет чего и происходит рассеяние энергии при движении мартенситных границ при фазовом превращении

Таблица 2. Параметры многократного ЭПФ в пористых TiNi-(Ar) и TiNi-(N) сплавах

Образец	$M'_s, C$	$M'_f, C$	$A'_s, C$	$A'_f, C$	$\varepsilon_{max}^{Cooling}, \%$	$\varepsilon_{max}^{Heating}, \%$	$\Delta T, ^\circ C$
TiNi-(Ar)	70	-158	-22	190	0,9	0,43	110
TiNi-(N)	70	-160	-28	148	0,51	0,21	160

Гемолитический индекс для TiNi-(Ar) сплава –  $2,03 \pm 0,3 \%$ , а для TiNi-(N) сплава –  $1,53 \pm 0,3 \%$ . Оценка гемолитической активности показывает способность того или иного вещества повреждать мембраны красных кровяных клеток и, в итоге, вызывать их гибель. Таким образом, пористый TiNi-(N) оказывает наименьшее токсическое воздействие на клетки эритроцитов, что говорит о его тенденции к лучшей биосовместимости.

Таким образом, установлено, что атмосфера азота в процессе синтеза TiNi сплава и соответствующее появление большего количества хрупких фаз  $Ti_2Ni + Ti_4Ni_2O(N)$ , не влияет на мартенситные превращения, вызванные изменением температуры. Однако это отражается при действии нагрузки в снижении величины обратимой накопленной деформации и увеличении ширины температурного гистерезиса. Получение TiNi в атмосфере азота приводит к снижению гемолитического индекса образца. Следовательно, у образцов, полученных в атмосфере азота, имеется тенденция к более лучшей биосовместимости.

*Работа выполнена в рамках проекта Госзадание Минобрнауки России проект № FSWM-2020-0022.*

1. Shabalovskaya S., Anderegg J., Van Humbeeck J. Critical overview of Nitinol surfaces and their modifications for medical applications // Acta biomaterialia. 2008. №. 3. P. 447–467.
2. Yashchuk Y. et al. Biocompatibility and clinical application of porous TiNi alloys made by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) // Materials. 2019. №. 15. P. 2405.
3. Merzhanov A.G. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis // Journal of Materials Chemistry. 2004. №. 12. P. 1779–1786.

**РАЗРУШЕНИЕ ПАРАМАГНЕТИКОВ В УСЛОВИЯХ УСТАЛОСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ 0,3 ТЛ**

Шляров В.В., Аксенова К.В., Серебрякова А.А., Загуляев Д.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

В современных условиях эксплуатации машин и конструкций проблемы повышения прочности, ресурса, живучести и долговечности материалов выдвигаются в число основных задач. Наиболее ответственные и уникальные изделия, машины и конструкции эксплуатируются в режимах циклических деформаций, определяющих разрушение даже при незначительных нагрузках.

Усталость металла изучается уже более 160 лет, но все же многие проблемы по-прежнему остаются нерешенными [1]. За последние годы накоплен и проанализирован огромный материал, показывающий сложность поведения металлов и сплавов при усталости [2, 3]. Существует достаточно много неясностей как в объяснении природы повреждаемости при усталостном нагружении [4], так и при диагностировании усталости. Работы указывают на сложную природу явления усталости, связанную с самоорганизацией, накоплением и взаимодействием решеточных дефектов в процессе усталостного нагружения.

Согласно ГОСТ 23207–78 многоцикловая усталость – это усталость материала, при которой усталостное повреждение или разрушение происходит в основном при упругом деформировании, а малоцикловая усталость – при упруго-пластическом деформировании. В соответствии со стандартом ГОСТ 25.502–79 граница по долговечности между мало- и многоцикловой усталостью составляет  $5 \cdot 10^4$  циклов. Эта граница является условной и характеризует некоторое среднее значение долговечностей, при которых происходит переход от малоциклового упруго-пластического к многоцикловому упругому циклическому деформированию. В зависимости от циклических свойств материала, режима нагружения, температурных условий испытаний, степени асимметрии цикла, частоты и других факторов зона перехода может изменяться в диапазоне от нескольких сотен до сотен тысяч циклов.

Титановые и алюминиевые сплавы, благодаря их высокой удельной прочности, коррозионной, усталостной стойкости, сопротивлению ползучести и вязкости разрушения, являются широко применяемыми материалами в авиационной и автомобильной промышленности. Благодаря своим свойствам и пригодности для самолетостроения, две трети произведенного титана используется в рамах и двигателях, как для гражданских, так и военных самолетов. Компоненты самолета, изготовленные из титановых сплавов, включают противопожарные стенки, шасси, вытяжные каналы (вертолеты) и гидравлические системы. В авиационных двигателях сплавы титан используются для роторов, лопаток компрессора, компонентов гидравлической системы, теплозащитных экранов и гондол. Из-за их устойчивости к коррозии в морской среде они используются в карданных валах опреснительных установок и в теплообменниках. В автомобильной промышленности титановые и алюминиевые сплавы в основном используются в выхлопных трубах и глушителях, а также в впускных и выпускных клапанах двигателей из-за их высокой усталостной прочности и термостойкости. Другое важное применение титановых сплавов в биомедицинских имплантатах. Будучи биосовместимыми, немагнитными и с модулем упругости, почти близким к модулю костной ткани, титановые сплавы очень подходят для зубных и ортопедических имплантатов. Сплавы титана, используемые для биомедицинских применений, включают коммерчески чистый VT1-00, Ti-6Al-4V ( $\alpha$ - $\beta$  сплав) и Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn. Эти сплавы также используются в аэрокосмической промышленности [5-7].

Таким образом, изучение усталостного поведения титана при различных условиях эксплуатации является весьма актуальной задачей не только с научной, но и с практической точек зрения. В настоящей работе было экспериментально исследовано влияние постоянного магнитного поля с индукцией от 0,3 до 0,5 Тл (in situ) на усталостную долговечность технически чистого титана марки VT1-0 при асимметричных нагрузках.

Образцы с размерами 12x4x130 мм с концентратором напряжений радиусом 20 мм были выполнены по ГОСТ 25.502-79 (рис. 1). Усталостные испытания были проведены при комнатной температуре по схеме консольного изгиба. Частота нагружения составляла  $3,3 \text{ с}^{-1}$ . Усталостные испытания были выполнены по двум схемам: в обычном режиме и при одновременном воздействии магнитного поля 0,3Тл. В ходе проведения усталостных испытаний определяли число циклов до разрушения подготовленных образцов в обычных условиях (без магнитного поля) и при воздействии постоянного магнитного поля.

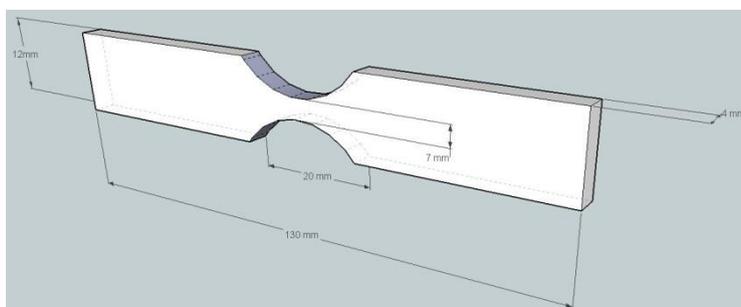


Рис. 1. Схематическое изображение образца для усталостных испытаний

По результатам усталостных испытаний образцов титана ВТ1-0 и алюминия А5М выявлено, что воздействие постоянным магнитным полем 0,3 Тл приводит к значительному увеличению усталостной долговечности (табл. 1).

Таблица 1. Кристаллографические плоскости и направления преимущественного скольжения

Материал	Индукция магнитного поля, В	
	0 Тл	0,3 Тл
ВТ1-0	121478±8086	199105±16143
А5М	18742±654	75478±8626

Установлено, что применение постоянного магнитного поля 0,3 Тл при усталостных испытаниях технически чистого алюминия А5М приводит к увеличению количества циклов до разрушения в 4 раза. С технически чистым титаном ВТ1-0 наблюдается аналогичная картина, происходит увеличение циклов до разрушения в 2,2 раза, относительно испытаний без применения магнитного поля. С учетом проведенных ранее исследований влияния магнитного поля на микротвердость и скорость ползучести исследуемых материалов [8, 9], можно утверждать, что постоянное магнитное поле является действенным способом оптимизации свойств парамагнитных материалов, в частности технически чистого титана и алюминия.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00118).*

1. Weicheng Cui. A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures // J. Mat. Sci. Technol. 2002. № 7. P. 43–56.
2. Структурно–масштабные уровни многоциклового усталости сталей при импульсном токовом воздействии / С. В. Воробьев, М. П. Ивахин, Ю. Ф. Иванов и др. Новокузнецк: СибГИУ. – 2008. – 270 с.
3. Эволюция дислокационных субструктур при усталости / Н. А. Конева, О. В. Соснин, Л. А. Теплякова и др. Новокузнецк: СибГИУ. – 2001. – 105 с.
4. Усталостное разрушение металлов / С. Коцаньда. Москва: Металлургия. – 1976. – 456 с.
5. Advances in Manufacturing Techniques for Materials: Engineering and Engineered / Edited by T. S. Srivatsan, T. S. Sudarshan, K. Manigandan. London: CRC Press and Taylor & Francis Inc. – 2018. – 518 p.
6. Boyer, R. R. Attributes, characteristics and applications of titanium and its alloys // JOM. 2010. Vol. 62 (5). P. 35–43.
7. Rudskoy A.I., Kodzhaspirov G.E., Kliber J., Apostolopoulos Ch. Advanced metallic materials and processes // Materials Physics and Mechanics. 2016. Vol. 25. P. 1–8.
8. Шляров В.В., Загуляев Д.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2019. Т. 16. № 3. С. 394-398.
9. Zagulyaeva D., Konovalov S., Shlyarov V., Chen X. Influence of constant magnetic field on plastic characteristics of paramagnetic metals // Materials Research Express. 2019. Vol. 6. 096523.

## ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Al-20%Si ПОСЛЕ ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКИ

Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е., Прудников А.Н.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

В настоящее время для современного машиностроения стоят много актуальных задач: создание новых или с улучшенными характеристиками материалов; внедрение новых технологий; энерго- и ресурсосбережения за счет выпуска экономичных и эффективных материалов для машин и технологического оборудования; повышение надежности и долговечности изделий и др. В большинстве случаев при эксплуатации деталей и механизмов в первую очередь нагрузку принимают поверхностные слои материала, именно они привлекают наибольшее внимание ученых. Обработка поверхностных слоев заэвтектических силуминов является актуальной проблемой современного машиностроения, в связи с этим целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых превращений, протекающих в поверхностном слое заэвтектического сплава Al-20%Si, подвергнутого двухэтапной обработке.

В качестве материала исследования использовали образцы заэвтектического сплава Al-20%Si (Al-78,52%; Si-20,28%; Fe-1,14%; Cu-0,072%; Mn-0,015%; Ni-0,06%; Ti-0,06%, Cr-0.001). Модифицирование поверхностного слоя силумина осуществляли в два этапа. На первом этапе проводили электровзрывное легирование сплава Al-20%Si, в качестве материала взрываемых проводников использовали алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал  $Y_2O_3$ . Легирование осуществляли на электроразрядной установке ЭВУ 60/10. На втором этапе осуществляли облучение модифицированной поверхности импульсным электронным пучком. Облучение осуществляли на энергокомплексе «СОЛО», разработанном и созданном в ИСЭ СО РАН (г. Томск). Облучение осуществляли в атмосфере аргона при давлении 0,02 Па. Режимы электровзрывного легирования и последующее облучение сплава приведены в таблице 1.

Таблица 1. Кристаллографические плоскости и направления преимущественного скольжения

№ режима	Масса алюминий фольги, (мг)	Масса порошка $Y_2O_3$ , (мг)	Напряжение разряда, U (кВ)	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см <sup>2</sup>	Энергия ускоренных электронов, кэВ	Длительность импульса пучка электронов, мкс	Количество импульсов тока	Частота следования импульсов, с <sup>-1</sup>
1	58,9	58,9	2,8	35	17	150	3	0,3
2	58,9	88,3	2,6	25				

Фазовый состав и состояние кристаллической решетки основных фаз изучали методами рентгенофазового анализа. Параметр решетки алюминия исходного сплава Al-20%Si можно взять параметр решетки чистого алюминия, равный 0,4046 нм [1]. Двухэтапная обработка сплава Al-20%Si приводит к увеличению параметра решетки алюминия, что может свидетельствовать о легировании алюминия атомами иттрия (рис. 1 а). Размер областей когерентного рассеивания и величина микроискажений кристаллической решетки алюминия выше в образце № 1 (рис. 1 б, в). Последнее может быть обусловлено большей концентрацией порошка оксида иттрия, внесенного в поверхностный слой силумина при электровзрывном легировании.

Параметр кристаллической решетки кремния увеличивается при увеличении плотности энергии пучка электронов и в обоих случаях превышает параметр решетки чистого кремния, равный 0,54304 нм (рис. 1 а) [1]. Размер областей когерентного рассеивания и величина микроискажений кристаллической решетки кремния выше в образце № 1 (рис. 1 б, в). Последнее может быть обусловлено большей концентрацией порошка оксида иттрия, внесенного в поверхностный слой сплава Al-20%Si при электровзрывном легировании.

Как уже отмечалось выше, в модифицированном слое сплава Al-20%Si наблюдается

присутствие порошка оксида иттрия. Параметр кристаллической решетки оксида иттрия снижается по мере увеличения плотности энергии пучка электронов (рис. 1 а). Отметим, что параметр кристаллической решетки порошка оксида иттрия составлял 1,061 нм [1].

Существенным образом изменяются микроискажения кристаллической решетки оксида иттрия, увеличиваясь в три раза при росте плотности энергии пучка электронов от (25 до 35) Дж/см<sup>2</sup> (рис. 1 б, в). Микроискажения кристаллической решетки фаз Al и Si изменяются противоположным образом, а именно при увеличении плотности энергии пучка электронов снижаются.

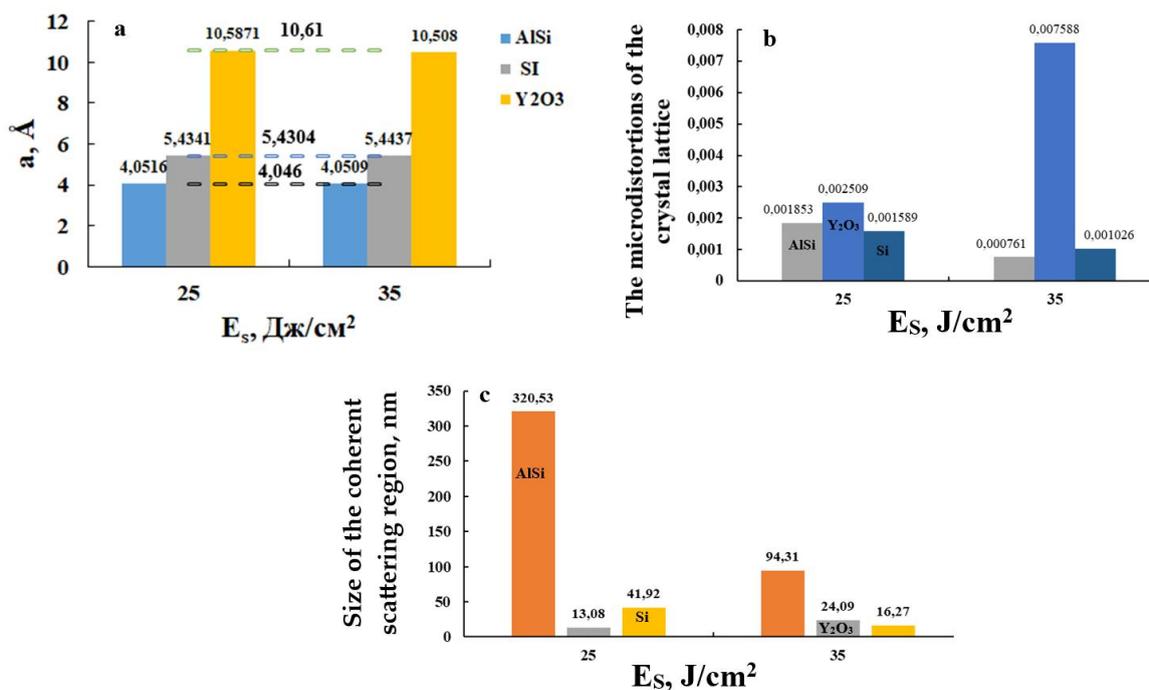


Рис. 1. Зависимость постоянной решетки (а), микроискажений кристаллической решетки (б) и размера области когерентного рассеяния (в) от плотности энергии электронного пучка для сплава Al-20%Si

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ №19-79-10059.*

1. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / Банных О. А., Будберг П.Б., Алисова С. П. и др. Металлургия. – 1986.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ МЕТОДОМ КАРТИРОВАНИЯ

<sup>1,2</sup>Шляхова Г.В., <sup>1</sup>Надежкин М.В., <sup>1,3</sup>Баранникова С.А., <sup>1</sup>Зуев Л.Б.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Пластическая деформация кристаллов сопровождается образованием на их поверхности деформационного рельефа, отражающего процесс локализации деформации на мезо-, микро- и наномасштабном уровнях. Поскольку локализация деформации является результатом неоднородного распределения дислокаций в кристалле, то поверхностный деформационный рельеф отражает характер этого распределения.

В настоящей работе исследовали деформационный рельеф поликристаллического Ni (чистотой 99,9%) с исходным размером зерна 110 мкм. Механические испытания на одноосное растяжение со скоростью  $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  проводили на испытательной машине «Instron-1185» при комнатной температуре в режиме нагрузка-разгрузка с шагом общей деформации 5% до образования шейки. Анализ деформационного рельефа после каждого шага разгрузки проводили на атомно-силовом микроскопе Solver PRO-47H (компания NT-DMT, Россия) методом картирования с полем сканирования  $50 \times 50 \text{ мкм}$ .

Особенностью деформационного рельефа Ni в интервале 5-20% общей деформации являются локальные подъемы и опускания блоков поликристалла, придающие поверхности ступенчатый, платообразный характер (рис. 1). В то время как в интервале 25-50% общей деформации, рельеф характеризуется областями экструзии и интрузии материала и деформационный профиль имеет волнистый характер. С увеличением деформации наблюдается также рост пор и их слияние (рис. 2), приводящее к образованию макротрещины образца.

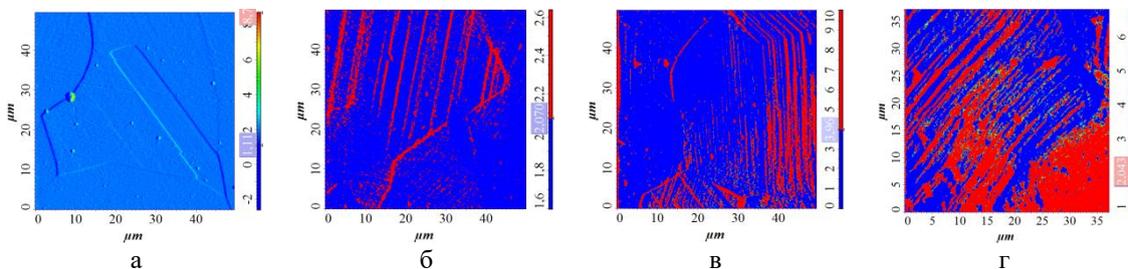


Рис. 1. Эволюция деформационного рельефа Ni при общей деформации растяжением: 0 % (а); 5 % (б); 25 % (в); 50 % (г)

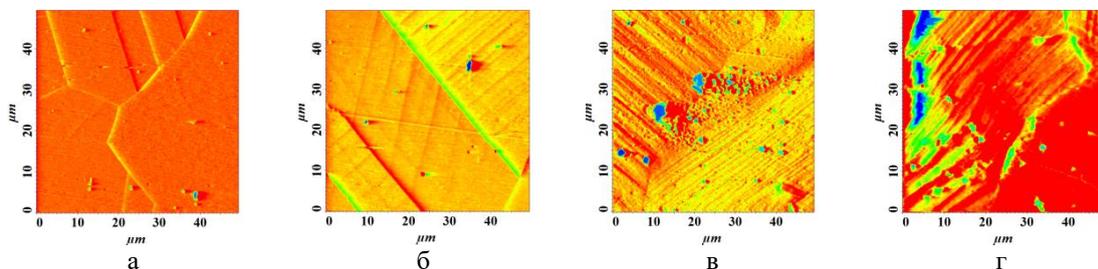


Рис. 2. Порообразование Ni при общей деформации растяжением: 0 % (а); 5 % (б); 25 % (в); 50 % (г)

Показано, что в процессе растяжения средние значения высоты ступенек рельефа изменяются с ростом деформации. Установлены количественные соотношения и законы распределения деформационных ступенек, которые несут важную информацию о процессе пластической деформации кристалла на соответствующем масштабном уровне.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН по проекту FWRW-2021-0011.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ

<sup>1</sup>Шупик П.А., <sup>1</sup>Филиппов А.А.

<sup>1</sup>Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Материалы, сочетающие в себе прочность и легкость, находят широкое применение во многих отраслях промышленности, например, деревянные композиты на основе легких пород деревьев активно используются для создания сердечников в конструкциях лыж и сноубордов. Достижение наилучших физико-механических свойств является актуальной задачей многих конструкторов.

Целью данной работы было определение оптимальной концентрации материалов в композите из бальсы и липы для получения минимальной массы при сохранении высоких модулей упругости и прочности. В качестве образцов для испытаний деревянных сердечников использовались балки из склеенных реек бальсы и липы, объемное содержание и ширина реек варьировалось. Механические испытания на трехточечный изгиб проводились для образцов размерами 400x70x10 мм. Для прогнозирования предела прочности и модуля упругости была использована модель Фойгта. Были построены и сравнены с теоретическими значениями графики отношений плотностей, модулей упругости и прочностей от концентрации бальсы. Получено хорошее совпадение модели Фойгта для оценки прочности и модуля упругости деревянного композита с экспериментальными данными во всем диапазоне концентраций.

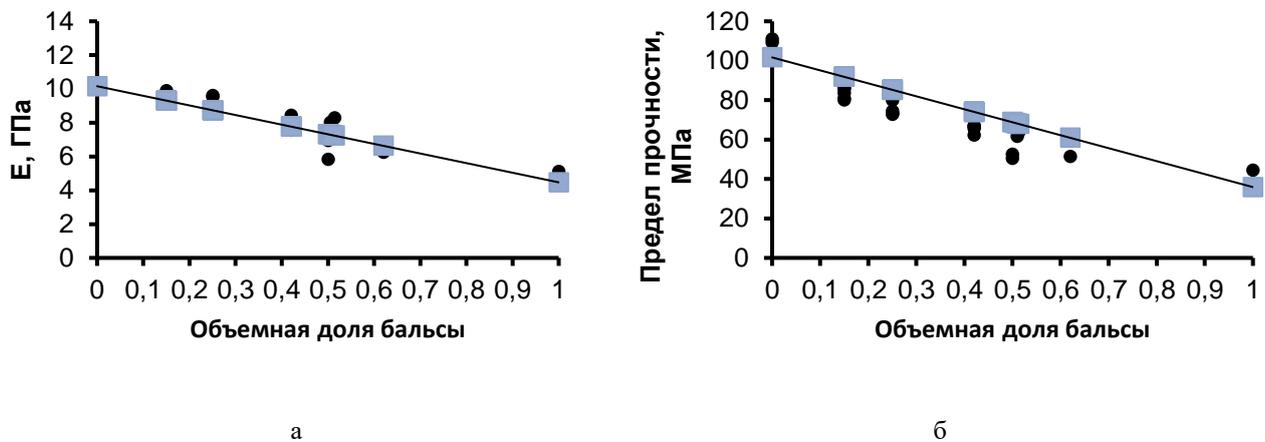


Рис. 1. Зависимость модуля упругости (а) и предела прочности (б) деревянного композита от содержания бальсы

Для трехточечного изгиба наименьший прогиб балки при фиксированном весе дает материал с минимальным параметром

$$\frac{\rho}{\sqrt[3]{E}}$$

В случае композитного материала данный параметр запишется в виде

$$\frac{\rho}{\sqrt[3]{E}} = F(k_1) = \frac{k_1 \rho_1 + \rho_2 - k_1 \rho_2}{\sqrt[3]{k_1 E_1 + E_2 - k_1 E_2}}$$

Для определения оптимальной концентрации материала была взята и приравнена к нулю производная, затем была выражена концентрация

$$k_1 = \frac{3E_1 \rho_2 - \rho_1 E_2 - E_2 \rho_2}{2E_2 \rho_1 + 2\rho_2 E_1 - 2E_2 \rho_2 - 2\rho_1 E_1}$$

Для исследуемых материалов экстремум в пределах прочности от 0 до 1 не был

получен, что позволяет сделать вывод о том, что в представленном композите для получения оптимальных удельных прочности и модуля упругости стоит использовать только бальсу.

*Механические испытания выполнены(ы) на базе ЦКП «Механика».*

1. Введение в механику композитов / Кристенсен Р.М. Москва, Изд.-во «Мир». – 1982. – 336 с.
2. Конструкционные материалы. Полный курс / М. Эшби, Д. Джонс, Долгопрудный, Изд.-во «Интеллект» – 2010. – 672 с.

**EFFECT OF 3%-STRETCHING PRIOR TO PEAK-AGING ON THE LOW-CYCLIC FATIGUE (LCF) BEHAVIOR OF AN Al-Cu-Mg-Ag ALLOY**

Gazizov M.R., Gazizova M.Yu, Kaibyshev R.O.

*Belgorod State National Research University (BelSU), Belgorod*

Age-hardened aluminum alloys in the Al-Cu-Mg-Ag system are used in the aerospace industry because of their attractive combination of high specific strength, good fracture toughness and superior creep resistance [1–5]. Combinations of different mechanical properties strongly depends in commercial Al-Cu-Mg-Ag alloys on the applied thermomechanical processing (TMP) involving solution heat treatment (SHT), cold deformation and aging. Cold deformation with the large strains increases dislocation density promoting nucleation of the  $\{100\}_{Al}$   $\theta'$  plates instead of the unique  $\{111\}_{Al}$   $\Omega$  plates after aging. It leads to the formation of deformation induced grain boundaries. In general, this improves tensile strength and fatigue properties, but reduces plasticity [2,3,5]. Small pre-strains (<10%) can deteriorate tensile strength as well as creep resistance [4,5]. Thus, mechanical behavior is not clearly understood in the Al-Cu-Mg-Ag alloys. The aim of this work is to study the effect of 3%-pre-stretching on fatigue properties in relationship with the microstructure of peak-aged Al-Cu-Mg-Ag alloy. Two T6- and T840 states were also prepared to compare the LCF behaviors of the alloy with T83 state.

The chemical composition of the alloy is Al-4.5Cu-0.56Mg-0.77Ag-0.42Mn-0.12Ti-0.05V-0.02Fe (in wt. %). The alloy preparation is described in detail in [2,3]. TMPs involving pre-straining of 0, 3% (stretching) and 40% (cold rolling) followed by peak-aging for 2 h at 190°C are designated as T6, T83 and T840, respectively. LCF samples have the gauge sizes of  $\varnothing 5$  mm $\times$ 12.5 mm.

Table 1. Tensile properties and the parameters of Eqs. (2) and (3) describing LCF behavior for the alloy in T6, T83 and T840 states. ( $\sigma'_f/E$  - fatigue strength coefficient normalized to Young's modulus (E),  $b$  – fatigue strength exponent,  $\varepsilon'_f$  – fatigue ductility coefficient,  $c$  – fatigue ductility exponent,  $K'$  – cyclic strength coefficient,  $n'$  – cyclic strain hardening exponent)

State	YS [MPa]	UTS [MPa]	$\delta$ [%]	$\sigma'_f/E$	$b$	$\varepsilon'_f$	$c$	$K'$ [MPa]	$n'$
T6	420 $\pm$ 5	465 $\pm$ 5	12.4 $\pm$ 1.3	0.012	-0.105	20.65	-1.407	638.35	0.066
T83	405 $\pm$ 5	445 $\pm$ 5	10.7 $\pm$ 1.5	0.010	-0.086	1.70	-0.971	554.07	0.064
T840	505 $\pm$ 5	545 $\pm$ 5	9.7 $\pm$ 1.2	0.011	-0.074	0.97	-0.979	751.70	0.078

The tensile tests were conducted with the initial strain rate of  $9.5 \times 10^{-4}$  s $^{-1}$ . LCF tests with the frequency of 0.5 s $^{-1}$  were carried out using a symmetric tension-compression loading scheme with constant total strain amplitude ( $\varepsilon_{ac}$ ) in the range of 0.4-1.5%. Thin foils were examined using JEOL JEM-2100 transmission electron microscopes (TEM). Other details of the mechanical and structural characterizations were reported previously [2–5].

The lowest tensile strength and medium ductility are seen (Table 1) to be in the T83-alloy as compared with T6 and T810-T840 states [2,3]. There is no difference in the microstructure of T6- and T83-alloys. The average grain sizes is  $\sim 27 \times \sim 17$   $\mu$ m [3]. Well-defined shear bands and deformation bands are found within the groups of grains and individual grains, respectively, in the T840-alloy [2]. Note that pre-deformation increases dislocation density, which can be nucleation sites for the  $\theta'$ -phase and provide additional dislocation strengthening of the T83-alloy as compared with T6 state [5].

The plate-like particles along  $\{111\}_{Al}$  and  $\{100\}_{Al}$  were identified to be the  $\Omega$ - and  $\theta'$ -phases [2–5]. The distribution of the  $\Omega$ -phase was found to be uniform within grains in all the states, whereas the  $\theta'$ -plates tend to form chains along dislocation lines. Separate  $\theta'$ -plates can also be found in the T83 and T840-alloy. TEM analysis shows that pre-strain non-monotonically affect the  $\Omega$  and  $\theta'$  plate sizes as well as its number density. The average diameters of  $\Omega$  and  $\theta'$  plates are almost the same in T6 and T83 states. However, the thinnest  $\Omega$  plates ( $\sim 1.4$  nm) with the lowest its number density ( $\sim 3.5 \times 10^3$  m $^{-3}$ ) were found to form in the T83-alloy as compared with T6 and T840 states. As result, the  $\Omega$  and  $\theta'$  plates have the largest aspect ratio in T83 state compared with the T6 and T840-alloys.

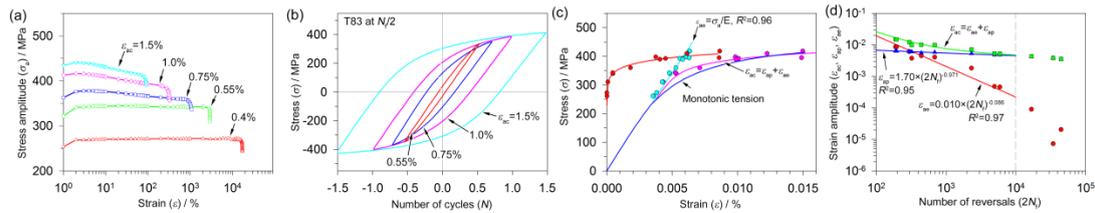


Fig. 1. Cyclic stress response curves (a) and stress-strain hysteresis loops during the half-life cycle at a total strain amplitude ( $\varepsilon_{ac}$ ) from 0.55% to 1.5% (b); graphical interpretations of the Ramberg-Osgood model (c) and Basquin-Manson-Coffin relationship (d) for the alloy in T83 state

The evolution of stress amplitude under cyclic loading as function of  $\varepsilon_{ac}$  for the T83-alloy is shown in Fig. 1a. The hysteresis loops at mid-life ( $N_f/2$ ) given in Fig. 1b are nearly symmetrical, representing an isotropic response in tension and compression [2,3]. Note that the alloy in T83 as well as in T6 and T840 states exhibits normal cyclic response, i.e., the increase of the stress amplitude caused by increase of total strain amplitude leads to decrease of the fatigue life [2,3,6]. The relationship between fatigue parameters for the T83-alloy (Figs. 1c and 1d) is summarized in Table 1. The fatigue behaviour of the T83-alloy (Fig. 1c) is described by the Ramberg and Osgood relation [6] as

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (1)$$

Note that  $K'$  values were estimated to be minimal for the T83-alloy in comparison with T6 and T840 states. The lowest  $K'$  in the T83-alloy is in a good agreement with the morphology of strengthening particles, when the thinnest  $\Omega$  and  $\theta'$  plates are less resistant to forward and reversal moving of dislocations cutting the strengthening particles. Note that an increased dislocation density [5] does not promote increase in cyclic strength of this alloy in T83 state compared with T6 state. The fatigue life for the alloy in different states is described by the Basquin-Manson-Coffin relationship [6]:

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2)$$

where  $\varepsilon_{ac}$ ,  $\varepsilon_{ae}$ , and  $\varepsilon_{ap}$  are the total strain, elastic strain, and plastic strain amplitudes, respectively,  $2N_f$  is the number of reversals to failure (see Table 1). The main difference in LCF behaviors of T6, T83 and T840 states are at the total strain amplitudes more than 1.0 %, when the contribution of plastic strain to the total strain amplitude prevails or the number of reversals ( $2N_f$ ) do not exceed 300-400 (Fig. 1d). The alloy in T6 and T840 states demonstrates the highest and the lowest resistance to fatigue failure, respectively. Despite the poorest tensile strength, the fatigue life of T83-alloy is something in-between T6 and T840 states. Note that fatigue life of the alloy correlate with elongations-to-fracture under monotonic tension (Table 1). In general, despite the poorest monotonic tensile and cyclic strengths indicating that the plastic behavior prevails at the same total strain amplitudes under cyclic loading, the alloy in T83 state demonstrates an acceptable level of LCF properties.

*The study was supported by a grant from the Russian Science Foundation No. 21-19-00466 (<https://rscf.ru/en/project/21-19-00466/>) using equipment of the Joint Research Center of BelSU «Technology and Materials», activity of which was within the agreement No. № 075-15-2021-690 (RF----2296.61321X0030) with the Ministry of Science and Higher Education of the Russia.*

1. Polmear I.J., et al. After Concorde: Evaluation of creep resistant Al-Cu-Mg-Ag alloys // Mater. Sci. Technol. 1999. № 15(8). P. 861–868.
2. Gazizov M., Kaibyshev R. Low-cyclic fatigue behaviour of an Al-Cu-Mg-Ag alloy under T6 and T840 conditions // Materials Science and Technology. 2017. №33(6). P. 688–689.
3. Газизов М.Р., Кайбышев Р.О. Кинетика и механизм разрушения при циклическом нагружении Al-Cu-Mg-Ag сплава // Физика металлов и металловедение. 2016. №117(7). С. 748–757.
4. Gazizov M., Zuiko I., Kaibyshev R. Effect of Cold Plastic Deformation Prior to Ageing on Creep Resistance of an Al-Cu-Mg-Ag Alloy // Materials Science Forum. 2014. № 794-796. P. 278–283.
5. Gazizov M., Kaibyshev R. Effect of pre-straining on the aging behavior and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy // Materials Science and Engineering A. 2015. №625. P. 119–130.
6. Nieslony A., Dsoki C., Kaufmann H., Krug P. New method for evaluation of the Manson-Coffin-Basquin and Ramberg-Osgood equations with respect to compatibility // Int. J. Fatigue. 2008. № 30(10-11). P. 1967–1977.

## TOWARDS OPTIMIZATION OF DISSIMILAR FRICTION-STIR WELDING OF ALUMINUM AND TITANIUM

Kalinenko A., Dolzhenko P., Malopheyevev S., Mironov S.  
*Belgorod National Research University, Belgorod*

Due to unique combination of low density and high mechanical strength, aluminum and titanium alloys are widely used in the aerospace industry. In such applications, a dissimilar joining of these materials is sometimes required. However, due to the essential difference in thermal properties, conventional fusion welding of aluminum and titanium is challenging. Hence, an innovative friction-stir welding (FSW) technology is often considered as a possible candidate for this purpose. The solid-state nature of FSW enables to avoid material melting issues and thus allows sound joining of various dissimilar materials. Nevertheless, FSW of aluminum and titanium alloys still encounters significant problems. One of the key issues here is the welding tool. Due to the severe working conditions during FSW of titanium alloys, the welding tools are usually manufactured from refractory materials, thus being relatively expensive.

The present work proposes an approach which may overcome this problem. Its basic concept includes (i) the lap-welding configuration of dissimilar joints, (ii) the placement of aluminum alloy on the upper side of the lap joint, and (iii) the plunging of the welding tool in aluminum only (i.e., no contact with titanium) but keeping it as close as possible to the Al/Ti interface. In this case, the welding mechanism would be virtually close to diffusion bonding, but the diffusion processes should be enhanced by the severe plastic deformation in the aluminum part. If successful, the proposed technique could provide dissimilar FSW of aluminum and titanium using a comparatively cheap welding tool made from conventional tool steel.

The baseline program materials employed in the present study included the commercial heat-treatable aluminum alloy AA6013 and the commercial titanium alloy Ti-6Al-4V. In order to evaluate the possible influence of alloying elements in aluminum on weldability, a series of experimental aluminum alloys was also used, as shown in Table 1 (Note: The extra-alloying content is shown in wt. %).

Table 1. The examined aluminum alloys

Commercial alloy	Experimental alloys			
AA6013	AA6013 + 2.0 Si	AA6013 + 1.0 Mg + 0.8 Si	AA6013 + 3.0 Mg	AA6013 + 5.0 Mg

From the present study, it was found that the proposed approach is generally feasible for dissimilar FSW of aluminum and titanium, but processing window is relatively narrow. Specifically, sound joining was only accomplished at the relatively high spindle rate ( $\geq 1100$  rpm), low feed rate ( $\leq 76$  mm/min), and extremely small distance between the welding tool and the Al/Ti interface ( $\leq 50$  mm). Therefore, the new technique imposes strict limitations on the accuracy of the FSW machine and relies heavily on the operator's skills.

On the other hand, it is important to emphasize that the new technique resulted in an exceptionally thin intermetallic layer at the Al/Ti interface ( $\sim 1$  mm) and thus provided good mechanical properties of dissimilar joints.

Of particular interest was the observation that an increase in Mg content in aluminum alloy led to the lack of joining. This result was attributed to the inhibition of diffusion activity. Hence, the proposed approach may not be applicable in the case of the complex aluminum alloys.

*This study was financially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 22-49-04401. The experimental work was performed using the equipment of the Joint Research Center "Technology and Materials" at Belgorod National Research University (financial support from the Ministry of science and higher education of the Russian Federation under the agreement No. 075-15-2021-690, the unique project identifier RF 2296.61321X0030).*

**TRIPLY PERIODIC MINIMAL SURFACES BASED POROUS METAMATERIALS  
MANUFACTURED BY ELECTRON BEAM MELTING**

<sup>1</sup>Khrapov D., <sup>2</sup>Koptyug A., <sup>3</sup>Mishurova T., <sup>3</sup>Evsevlev S., <sup>3</sup>Meinel D., <sup>3</sup>Bruno G., <sup>1</sup>Surmenev R.,  
<sup>1</sup>Surmeneva M.

<sup>1</sup>*Tomsk Polytechnic University, Tomsk*

<sup>2</sup>*Mid Sweden University, Östersund, Sweden*

<sup>3</sup>*Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, Germany*

Additively manufactured porous scaffolds are widely investigated nowadays for biomedical applications [1]. Such implants are fabricated to avoid stress shielding effect and bone resorption and ensure bone ingrowth. Triply periodic minimal surfaces (TPMSs) have attracted attention as an approach to design porous scaffolds due to their zero-mean curvatures at every point, which assists bone tissue ingrowth [2,3]. Having no sharp geometric changes, they help avoid the creation of obvious stress-concentrating areas. Moreover, TPMS is a very handful approach for pore size regulation. It was established that a pore size in a range between 300 and 500  $\mu\text{m}$  is optimal for the migration and proliferation of osteoblasts and mesenchymal cells and further vascularization and ingrowth of bone [4]. However, narrow pores can prevent the trapped powder release from the inner parts of as-manufactured scaffolds that can release during their service lifetime, cause tissue inflammation and prevent normal blood vessel formation. Therefore, an adequate method for the efficient removal of residual powder from porous structures is required. The aim of the investigation was to estimate the worthiness of the structures with narrow unit cells from the different points: manufacturability, mechanical properties, effectiveness of the different post-processing approaches.

TPMS sheet-based porous scaffolds were design using gyroid equation:

$$\sin(kx) \cos(ky) + \sin(ky) \cos(kz) + \sin(kz) \cos(kx) = 0 \quad (1)$$

In the current research the value  $k$  was set as 3 that made structure very dense in comparison with the previous ones, Fig. 1a. 3D models with the size of  $15 \times 15 \times 15 \text{ mm}^3$  and thicknesses of 0.2 and 0.4 mm were prepared and manufactured using an ARCAM A2 EBM machine (Mölnlycke, Sweden) from Ti-6Al-4V powder by ARCAM EBM with standard parameter settings for the chosen material with a layer thickness of 50  $\mu\text{m}$  and processing temperature of 720 °C. The as-manufactured specimens contained powder inside and required post-treatment, Fig. 2 b. For this purpose, powder recovery system (PRS) is usually used as a conventional method suggested by ARCAM. However, this method may be ineffective for dense structures cleaning, therefore an ultrasound vibration (USV) was suggested as an alternative post-treatment method.

The amount of powder inside the specimen structure, the inner structure, morphology, defects and porosity, the average and maximum wall thicknesses of the obtained specimens were investigated and evaluated by X-ray computed tomography (XCT) using a Sauerwein Systemtechnik (RayScan Technologies GmbH) working with an X-ray tube voltage of 135 kV, a current of 70 mA, and a voxel size of 15.5  $\mu\text{m}$ . The data were preprocessed using FiJi ImageJ software. VG Studio Max 3.1 software was used for image analysis and 3D rendering. INSTRON 3369 universal testing machine (Illinois Tool Works, Inc.) with a 50 kN load cell was used for quasi-static uniaxial compression. Testing of the lattice specimens was conducted according to ISO 13314:2011. All mechanical tests were performed at room temperature. The standard PRS by Arcam EBM working with an air pressure of 5 bar was implemented by cleaning the specimens for a fixed time of 5 min. A USV system included: commercial Sonic SwissBoster 35 kHz 1:1.5 Alu equipment, actuator head mounted to the rigid stand of a commercial table drill, reinforcement bottom plate with a five-millimetre-thick rubber sheet placed it. Cleaning was performed in a single step lasted for 15 s by compressing samples with equivalent force of about 5 N.

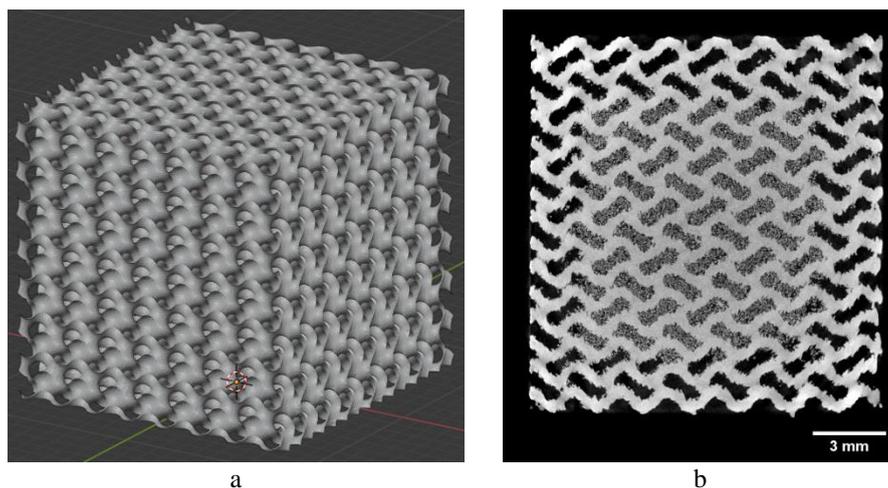


Fig. 1. Gyroid with  $k=3$ : a – 3D model, b – typical cross-section with residual powder after PRS

According to XCT data the average wall thickness for the both gyroids is about 0.4 mm. The mismatch between nominal and actual thicknesses for one specimen may be caused by manufacturing inaccuracies caused by two contours and, probably, wider than expected melt pool. However, the wall elements oriented perpendicular to the building direction are thicker than elements oriented parallel to building direction, and can reach up to 0.7 mm. This phenomenon is known in powder-based additive manufacturing as stalactite-like structures on horizontally oriented parts arriving partially due to stepwise slicing and partially due to the difference in the heat flow and temperature distributions in the horizontal and vertical elements. Comparison of the nominal geometry of the model and the actual geometry of the manufactured scaffolds revealed some discrepancies. For example, powder particles attached to the surface significantly influence on the final morphology of the manufactured specimens, however basic shapes of gyroid are easily distinguishable. Using XCT it was established that USV is more effective method for powder elimination than PRS, though some powder particles attached to the gyroid walls were detected.

Elastic modulus  $E$  obtained after compression tests for both specimens after only PRS cleaning was about  $5.6 \pm 0.2$  GPa, after USV  $5.7 \pm 0.2$  and  $5.8 \pm 0.2$  GPa for specimens with the nominal thickness of 0.2 and 0.4 mm, correspondingly. These values satisfies the requirement to scaffolds to avoid stress shielding effect [5]. Yield stress  $\sigma_y$  after compression tests for the PRS treated specimens was about 300 MPa, while for the specimen after USV treatment was about 280 MPa. This difference indicated on the impact of residual powder on the mechanical behavior only during plastic deformation.

The manufactured scaffolds pose good geometry fitting well to initial gyroid 3D model, mechanical properties satisfying the requirement for bone implants. The residual powder can be effectively removed by ultrasound vibration without degradation of geometrical and mechanical properties. Further investigations will be devoted to the scaffold impact on the cell culture growth.

*The research was performed in the framework of Russian Science Foundation grant 22-43-04430.*

1. Bobbert F.S.L., Lietaert K., Eftekhari A.A., Pouran B., Ahmadi S.M., Weinans H., Zadpoor A.A. Additively Manufactured Metallic Porous Biomaterials Based on Minimal Surfaces: A Unique Combination of Topological, Mechanical, and Mass Transport Properties // *Acta Biomaterialia*. 2017. №53. P. 572–584.
2. Zadpoor A.A. Bone Tissue Regeneration: The Role of Scaffold Geometry // *Biomaterials Science*. 2014. № 4. P 231–245.
3. Al-Ketan O., Lee D.W., Rowshan R., Abu Al-Rub R.K. Functionally Graded and Multi-Morphology Sheet TPMS Lattices: Design, Manufacturing, and Mechanical Properties // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2020. №102. P. 103520.
4. Wang Z., Wang C., Li C., Qin Y., Zhong L., Chen B., Li Z., Liu H., Chang F., Wang J. Analysis of Factors Influencing Bone Ingrowth into Three-Dimensional Printed Porous Metal Scaffolds: A Review // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. №717. P. 271–285.
5. Niinomi M., Nakai M. Titanium-Based Biomaterials for Preventing Stress Shielding between Implant Devices and Bone // *International journal of Biomaterials*. 2011. № 717. P. 271–285.

**MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AL5NB24TI40V5ZR26 ALLOY-BASED COMPOSITES, REINFORCED WITH BORIDE FIBERS**

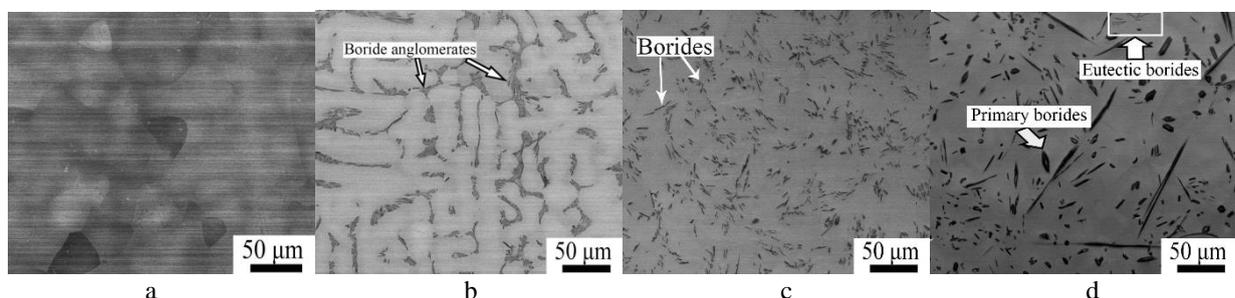
Ozerov M.S., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zhrebtsov S.V.

*Belgorod National Research University, Belgorod, Russia*

The issue of increasing the strength characteristics, hardness and wear resistance of beta titanium alloys while maintaining or reducing the elastic modulus is relevant, since this would significantly expand the scope of these materials. A radical improvement in the strength characteristics of titanium alloys can be achieved by using a combination of different hardening strategies, both through a significant modification of the chemical composition and the transition to the high-entropy compositions (high entropy alloys, HEAs) [1, 2], and through the creation of metal-matrix composites with ceramic reinforcing components, for example, particles of titanium borides [3]. The deformation characteristics of the HEA/TiB composites will be determined by the superposition of the properties of the ductile matrix, brittle TiB particles, and the matrix/TiB interface. To ensure the required balance of strength and plastic characteristics, it is necessary to have an idea both about the formation of the composite structure and about the influence of various structural factors on the mechanical behavior of the material. This study is aimed at achieving high strength properties in a high-entropy Ti40Zr26Nb24V5Al5 alloy hardened with TiB particles by implementing most of the existing hardening mechanisms.

In this work the Al5Nb24Ti40V5Zr26 alloy-based composites with different amounts of reinforcing component TiB<sub>2</sub> were produced by vacuum arc melting in a high purity argon atmosphere. For melting, pure (with a purity of at least 99.9%) elements that make up the matrix, as well as TiB<sub>2</sub> powder with an average particle size of 3-8 microns, were used. The weight proportion of TiB<sub>2</sub> in cast composite billets was 1, 2 and 3 mass. %, in the further text, these states will be indicated as alloy A, B and C, respectively.

The microstructure of the base alloy in the initial condition consisted of mainly equiaxed grains with a size of ~ 150 μm. In the as-cast condition composites had a single phase bcc structure with heterogeneously distributed boride particles (Fig. 1). The boride fibers had a needle-like shape with the average diameter or cross-section size ~ 0.3, ~ 0.8 and ~ 1.5 μm for Alloys A, B and C, respectively. The volume fraction of borides in the structure of three conditions of composites was found to be ~ 1.0, ~ 4.8 and ~ 8.9 % for Alloy A, Alloy B and Alloy C, respectively. In the microstructure of the Alloy C two iterations of coiled borides were revealed: primary and finer eutectic boride precipitates dispersed in the matrix. EBSD analysis (Fig. 1e-h) showed microstructure refinement with an increase in the amount of boride fibers: 160 μm, 150 μm, 105 μm and 41 μm for the base alloy and Alloys A, B and C, respectively.



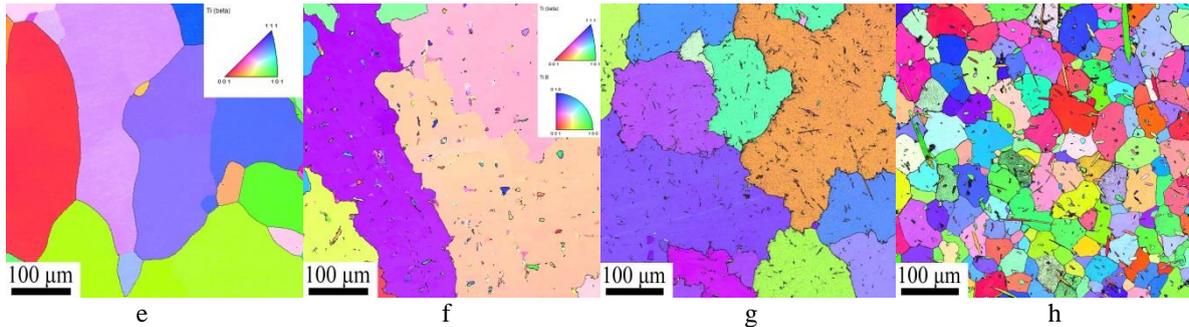


Fig. 1. Microstructure of the base alloy (a, e), Alloy A (b, f), Alloy B (c, g), Alloy C (d, h); (a-d) - SEM images of unetched surface, (e-h) – EBSD IPF maps

After tensile testing at room temperature, the sample of the composite reinforced 1 mass. %  $\text{TiB}_2$  showed yield strength of 840 and an elongation of 5 % (Fig. 2). Thus strength increased by 10 % compared to the original alloy. It is worth noting that that increasing the content of the reinforcing component  $\text{TiB}_2$  to 2 and 3 mass. % leads to a sharp drop in ductility (0.5 and 0 %, respectively) and a slight increase in strength: the values of the yield strength were 890 and 900 MPa, respectively (Fig. 2).

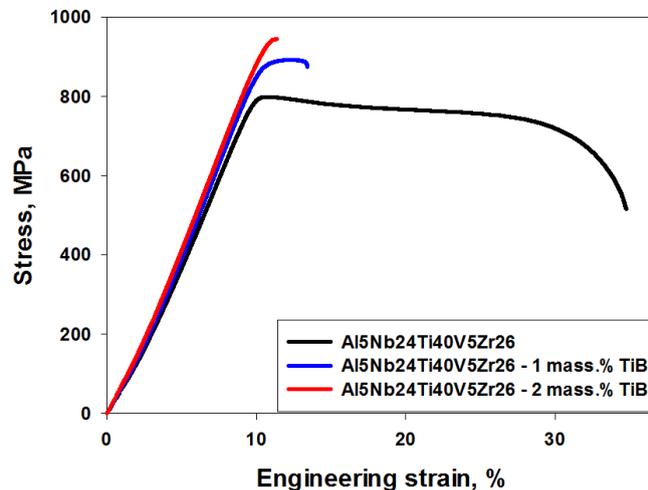


Fig.2. Stress–strain curves of composites tested in tensile at a strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  at room temperature

*The authors gratefully acknowledge the financial support from the grant of the President of Russian Federation (Grant No. MK-378.2022.4). The work was carried out using the equipment of the Joint Research Center of Belgorod State National Research University «Technology and Materials» with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of agreement No. № 075-15-2021-690 (unique identifier for the project RF----2296.61321X0030).*

1. Senkov O.N., Rao S., Chaput K.J., Woodward C. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys // *Acta Materialia*. 2018. V. 151. P. 201–215.
2. Motallebzadeh A., Peighambaroust N.S., Sheikh S., Murakami H., Guo S., Canadinc D. Microstructural, mechanical and electrochemical characterization of TiZrTaHfNb and Ti1.5ZrTa0.5Hf0.5Nb0.5 refractory high-entropy alloys for biomedical applications // *Intermetallics*. 2019. V. 113. 106572.
3. Ravi Chandran K.S., Panda K.B.; Sahay S.S. TiBw-reinforced Ti composites: Processing, properties, application, prospects, and research needs // *JOM*. 2004. V. 56. P. 42–48.

**INTERSTITIAL HIGH ENTROPY ALLOYS WITH FCC STRUCTURE FOR  
CRYOGENIC APPLICATIONS**

Stepanov N.D., Semenyuk A.O., Shaysultanov D.G., Klimova M.V., Zherebtsov S.V.  
*Belgorod State University, Belgorod, Russia*

The so-called high entropy alloys (HEAs) attract considerable attention due to their unique structures and properties. For example, HEAs with a single face-centered cubic (fcc) structure like equiatomic CoCrFeMnNi demonstrate a highly attractive combination of strength, ductility, and toughness at cryogenic temperature. However, the room temperature strength of such alloys is quite low. One of the approaches to increase the strength of fcc HEAs is associated with interstitial alloying. The addition of interstitial atoms like carbon or nitrogen can increase strength substantially without sacrificing ductility. However, the structure and properties of interstitial HEAs can be optimized further, for example, by proper thermomechanical processing.

In this work, a series of CoCrFeMnNi-based doped with C or N were subjected to cold rolling with subsequent annealing to produce a variety of microstructures. Precipitation of carbides or nitrides after annealing was found to limit the growth of the recrystallized fcc grains by pinning the migrating grain boundaries via the Zener mechanism. In turn, fine fcc grain size results in high strength without sacrificing ductility. The relationships between the chemical composition, processing conditions, and mechanical properties are discussed. Specific attention is given to the analysis of the difference between C/N-doped alloys and the effect of the matrix phase composition on the behavior of the alloys.

*This study was supported by Russian Science Foundation (project №18-19-00003, <https://rscf.ru/en/project/21-19-28005/>).*

**MICROSTRUCTURAL PECULIARITIES IN 316L-TYPE STEEL SUBJECTED TO PRIMARY RECRYSTALLIZATION FOLLOWING SMALL DEFORMATION**

Tikhonova M., Dolzhenko P., Belyakov A.  
*Belgorod State University, Belgorod*

The grain boundary engineering is a promising approach to improve the intergranular corrosion resistance in austenitic stainless steels [1]. This approach involves the optimization of grain boundary character distribution in order to increase the fraction of so-called special boundaries with high density of coincident site lattice (CSL), e.g.,  $\Sigma 3$  CSL twin boundaries in face centered cubic lattice. Such  $\Sigma 3$  CSL boundaries are expected to interrupt the connectivity of ordinary grain boundary network and, hence, slow down intergranular corrosion. The development of  $\Sigma 3$  CSL boundaries in austenitic stainless steels with low stacking fault energy is associated with annealing twins appearing during recrystallization [2]. The fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries and their density after annealing of ultrafine grained austenitic stainless steels have been expressed by a ratio of the annealed grain size to initial one [3, 4]. The obtained relationships predict rapid increase in the fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries at early stage of recrystallization and grain growth followed by slow down the rate of increase in the fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries upon further grain growth, whereas the density of  $\Sigma 3$  CSL boundaries increases to its maximum at recrystallization beginning followed by a gradual decrease during subsequent grain growth. Therefore, a large fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries in austenitic stainless steels could be expected after rapid grain nucleation and growth owing to primary recrystallization. The aim of the present study is to clarify the recrystallization time/temperature effect on the grain boundary character distribution in a cold worked 316L-type stainless steel.

Several samples of a 316L-type steel with an average grain size of 24  $\mu\text{m}$  were subjected to 5% rolling reduction at ambient temperature followed by annealing at 1000 or 1100  $^{\circ}\text{C}$  for 5 to 60 min. The microstructural characterizations were performed using a Quanta 600 scanning electron microscope (SEM) equipped with an electron back-scattered diffraction (EBSD) detector incorporation orientation imaging microscopy (OIM) with TSL OIM Analysis 6 software. The OIM micrographs were obtained with a step size of 1  $\mu\text{m}$ . The grain size was measured by a linear intercept method, omitting  $\Sigma 3$  CSL boundaries.

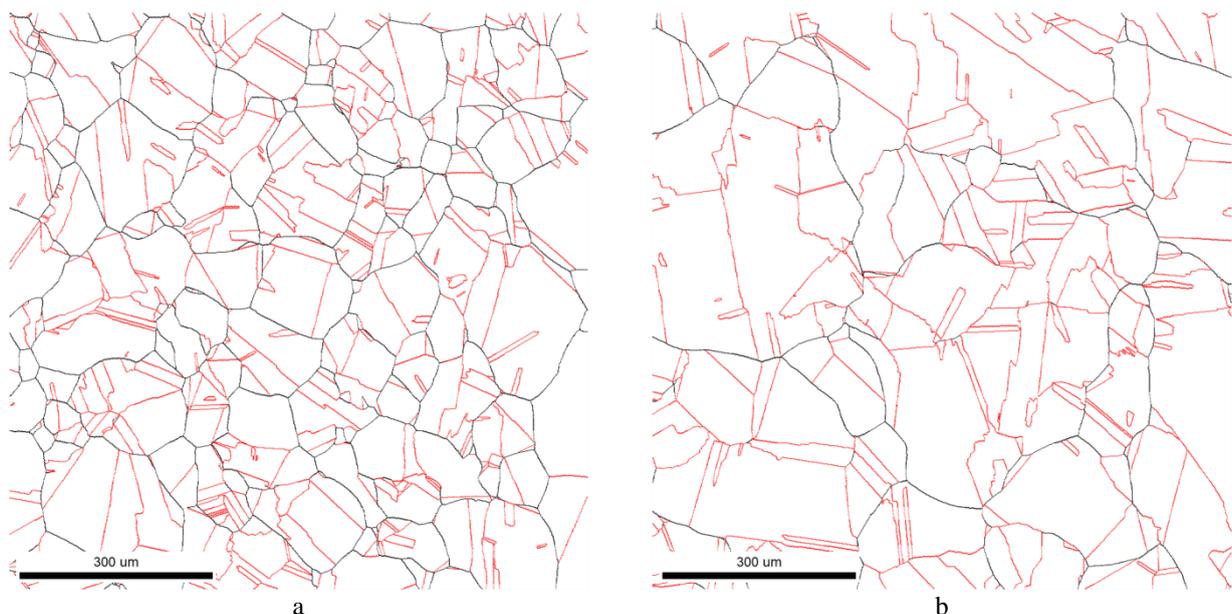


Fig. 1. OIM microstructures of a 316L steel annealed at 1000 $^{\circ}\text{C}$  for 5 min (a) and 1100 $^{\circ}\text{C}$  for 15 min (b). Ordinary grain boundaries and  $\Sigma 3^n$  CSL boundaries are indicated by the black and red lines, respectively

Typical annealed microstructures are shown in Fig. 1. Increasing both temperature and time for primary recrystallization results in an increase in the recrystallized grain size. The density of annealing twins also decreases as the grain size increases during recrystallization. However, the fraction of the twin boundaries increases with increasing the recrystallized grain size. Moreover, an increase in the grain size during recrystallization is accompanied by the disruption of the grain boundary network. Frequent interruption of the grain boundary network continuity is clearly seen in Fig. 1b as terminated black lines.

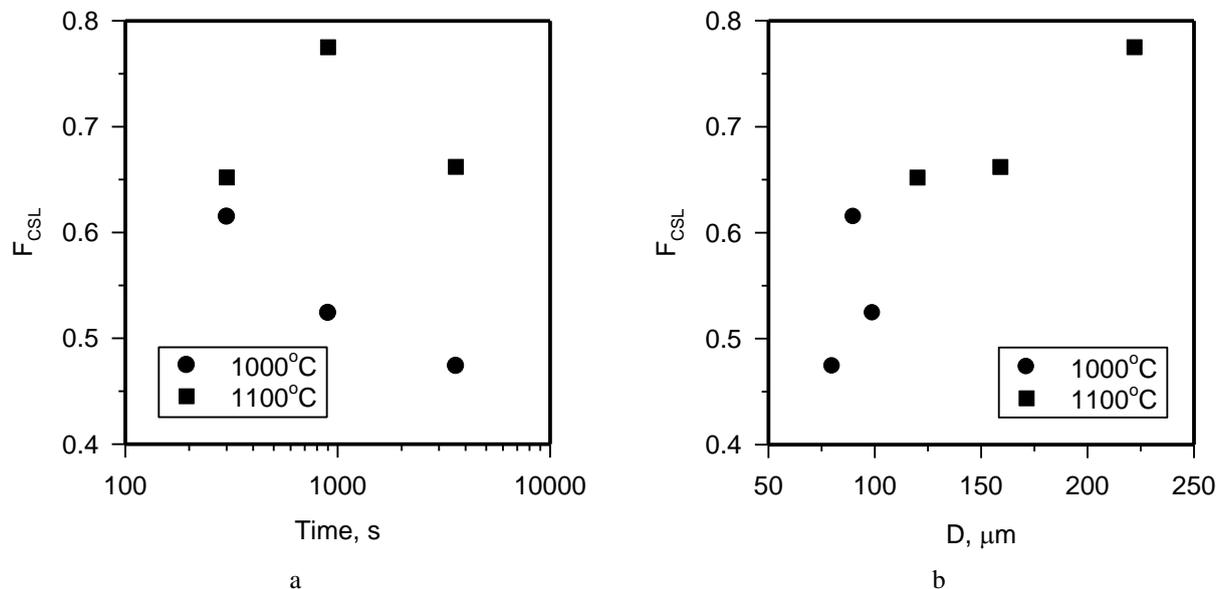


Fig. 2. Effect of recrystallization temperature and time on the fraction of  $\Sigma 3$  SCL boundaries,  $F_{CSL}$ , (a) and the relationship between  $F_{CSL}$  and the recrystallized grain size (b)

The fraction of  $\Sigma 3$  SCL boundaries rapidly increases well above 0.5 at early stage of primary recrystallization (Fig. 2a). It should be noted that an increase in annealing temperature promotes the annealing twins. On the other hand, an increase in annealing time does not lead to remarkable change in the fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries. This suggests the twin formation mainly during the recrystallization beginning, whereas subsequent grain growth is accompanied by a partial twin consumption by the growing grains. Nevertheless, the fraction of  $\Sigma 3$  CSL boundaries tends to increase with an increase in the recrystallized grain size (Fig. 2b) much similar to previous studies on the grain boundary distribution in austenitic stainless steels subjected to severe deformation followed by recrystallization annealing [3, 4].

*This research was funded by Russian Science Foundation, Agreement number 22-43-02012. The microstructural observations were carried out using the equipment of the Joint Research Center, Technology and Materials, which was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of agreement No. № 075-15-2021-690 (unique identifier RF---2296.61321X0030).*

1. Watanabe T. Grain boundary engineering: historical perspective and future prospects // Journal of Materials Science. 2011. V. 46. P. 4095–4115.
2. Mahajan S. Critique of mechanisms of formation of deformation, annealing and growth twins: face-centered cubic metals and alloys // Scripta Materialia. 2013. V. 68. P. 95–99.
3. Tikhonova M., Kuzminova Y., Fang X., et al.  $\Sigma 3$  CSL boundary distributions in an austenitic stainless steel subjected to multidirectional forging followed by annealing // Philosophical Magazine. 2014. V. 94. P. 4181–4196.
4. Odnobokova M., Tikhonova M., Belyakov A., Kaibyshev R. Development of  $\Sigma 3^n$  CSL boundaries in austenitic stainless steels subjected to large strain deformation and annealing // Journal of Materials Science. 2017. V. 52. P. 4210–4223.

## MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF TiNbZr ALLOY-BASED COMPOSITES, REINFORCED WITH BORIDES

Zherebtsov S.V., Ozerov M.S., Stepanov N.D.  
Belgorod National Research University, Belgorod

Despite the undoubted advantages of medium-entropy alloys of the Ti-Nb-Zr system, including low modulus of elasticity, high specific strength, excellent corrosion resistance and biocompatibility, the applications of these alloys are often limited by relatively low strength, hardness and wear resistance [1]. A significant improvement in strength characteristics can be achieved due to the transition to a high-entropy TiNbZr composition with equimolar concentration of each element [2], as well as by creating metal-matrix composites with high-strength ceramic reinforcing particles [3]. One of the most attractive way for titanium-based alloys is the use of TiB particles, which adheres well to the titanium matrix without the formation of a transition region; besides TiB has a similar coefficient of thermal expansion with Ti, as well as due to its good thermal stability, these particles can provide strength of composites even at elevated temperatures [3]. In this case, the structure and mechanical properties of metal-matrix composites is a function of many variables, including method (casting or powder metallurgy) and conditions of production and the volume fraction of borides. These issues have been widely studied for titanium-based composites with an hcp lattice [3] and, to a much lesser extent, for composites based on bcc beta titanium alloys [4]. However metal-matrix composites with an MEA/HEA matrix [5] have been hardly studied so far. The high-strength TiB phase is formed during casting or powder metallurgy processes via the in-situ reaction [3]. However, the interaction of boron with two other elements (Nb and Zr) of the TiNbZr alloy is also possible, however the formation of such a complex borides is poorly studied. This work was focused on investigation of structure and properties of TiNbZr alloy reinforced by different amount of borides.

Ingots of the composites were produced by vacuum arc melting in a high purity argon atmosphere of pure ( $\geq 99.9$  wt. %) Nb, Ti, Zr flakes (the ratio of elements was 1:1:1 in at. %) and different amounts (0.2, 2, 0.7 and 4 wt. %; these compositions are indicated hereafter as Alloy A, B, C and D, respectively) of powder of TiB<sub>2</sub> (99.9 % purity).

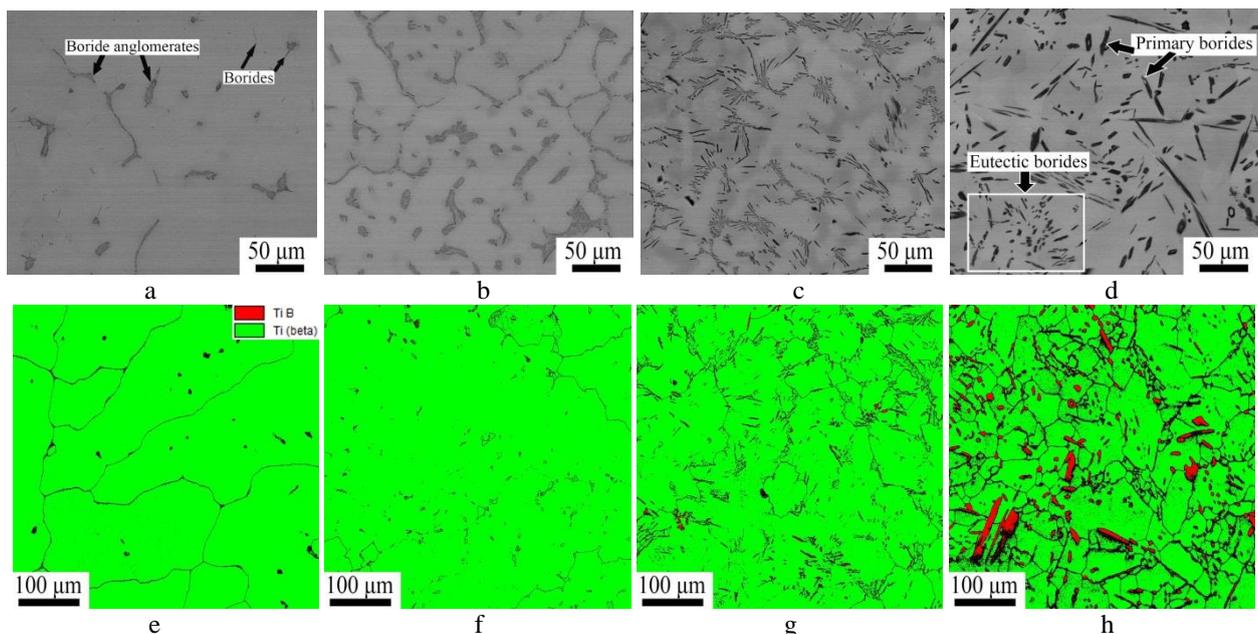


Fig. 1. Microstructure of the Alloy A (a, e), Alloy B (b, f), Alloy C (c, g), Alloy D (d, h); SEM images of unetched surface (a-d), EBSD phase maps (e-h)

Microstructure of the composites consisted of the NbTiZr matrix and borides, the fraction of which increases with an increase in the amount of TiB<sub>2</sub> in the charge mixture (Fig. 1). The boride

had a needle-like shape with the average diameter (cross-section size)  $\sim 0.2$ ,  $\sim 0.4$ ,  $\sim 0.9$  and  $\sim 2.0$   $\mu\text{m}$  for Alloys A, B, C and D, respectively. The homogeneity of distribution of the boride fibers in the NbTiZr matrix increases with an increase in the amount of the reinforcements. The volume fraction of the borides in the structure of four conditions of the composites was found to be  $\sim 1.0$ ,  $\sim 2.5$   $\sim 6.8$  and  $\sim 12.4$  % for Alloy A, Alloy B, Alloy C and Alloy D, respectively. In the Alloy D coarse primary and fine eutectic boride are observed suggesting hypereutectoid composition. EBSD analysis (Fig. 1e-h) suggested microstructure refinement with an increase in the amount of borides: the grain size in the NbTiZr matrix was found to be: 180  $\mu\text{m}$ , 130  $\mu\text{m}$ , 65  $\mu\text{m}$ , and 50  $\mu\text{m}$  for the Alloys A, B, C and D, respectively.

During tensile tests at room temperature (Fig. 2) the Alloy A showed the lowest value of the yield strength 690 MPa and the highest elongation  $\sim 20\%$ . An increase in the content of  $\text{TiB}_2$  to 0.7 % wt. in the master alloy (Alloy B) led to an increase in the yield stress up to 750 MPa with a decrease in ductility to 10%. The Alloy C showed the yield strength of 810 MPa and elongation  $\sim 5\%$ . The highest strength properties were attained in the Alloy D in which the yield strength reached 900 MPa with, however, ductility only 0.5%.

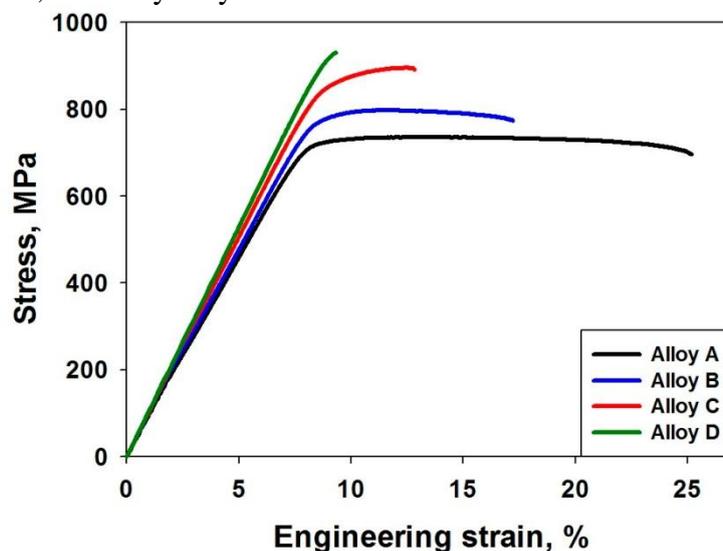


Fig. 2. Stress–strain curves of composites tested in tensile at a strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  at room temperature

*Financial support from the Russian Science Foundation (Grant No. 22-19-00476) is gratefully acknowledged. The work was carried out using the equipment of the Joint Research Center of Belgorod State National Research University «Technology and Materials» which was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of agreement No. № 075-15-2021-690 (unique identifier for the project RF----2296.61321X0030).*

1. Senkov O.N., Rao S., Chaput K.J., Woodward C. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 151. P. 201–215.
2. Motallebzadeh A., Peighambaroust N.S., Sheikh S., Murakami H., Guo S., Canadinc D. Microstructural, mechanical and electrochemical characterization of TiZrTaHfNb and Ti1.5ZrTa0.5Hf0.5Nb0.5 refractory high-entropy alloys for biomedical applications // *Intermetallics*. 2019. Vol. 113. 106572.
3. Ravi Chandran, K.S.; Panda, K.B.; Sahay, S.S. TiBw-reinforced Ti composites: Processing, properties, application, prospects, and research needs // *JOM*. 2004. Vol. 56. P. 42–48.
4. Zhrebtsov S.; Ozerov M.; Klimova M.; Moskovskikh D; Stepanov N.; Salishchev G. Mechanical behavior and microstructure evolution of a Ti-15Mo/TiB titanium-matrix composite during hot deformation // *Metals*. 2019. Vol. 9. 1175.
5. Soumya Nag, Sonia Samuel, Anantha Puthucode, Rajarshi Banerjee. Characterization of novel borides in Ti–Nb–Zr–Ta+2B metal-matrix composites // *Materials characterization*. 2009. Vol. 60. P. 106 – 113.

**Секция 3. Компьютерное моделирование механического и физико-химического поведения конденсированных сред на различных структурных и временных масштабах. Компьютерный дизайн структуры и прогнозирование эффективных свойств**

## РАЗРАБОТКА НОВОГО ПОДХОДА К РАЗБИЕНИЮ ОБЛАСТИ РЕШЕНИЯ И УЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ РАСЧЕТЕ ТЕКСТУРЫ С ПОМОЩЬЮ CPFEM

<sup>1</sup>Арышенский Е.В., <sup>1,2</sup>Арышенский В.Ю., <sup>1</sup>Коновалов С.В., <sup>2</sup>Беглов Э.Д., <sup>1</sup>Чинов В.Ю.

<sup>1</sup>Самарский Университет, Самара

<sup>2</sup>АО "Арконик СМЗ", Самара

Предложен новый подход к моделированию эволюции текстуры и заданию реологических свойств с помощью CPFEM, позволяющий повысить точность и скорость расчета. Суть подхода заключается в первоначальном разбиении области решения на несколько микро-доменов каждый из которых состоит из ансамбля содержащего порядка 1000 кристаллитов. Траектория деформации для микро-домена будет рассчитывается методом конечных элементов. Когда траектория деформации определена, она разбивается на шаги по времени и, исходя из этого, определяются граничные условия деформации микрообъема, включающего ансамбль кристаллитов. Далее производится решение задачи о деформации микро-домена, при этом каждом кристаллиту соответствует один или несколько конечных элементов. Граничные условия на поверхности, ограничивающей микро-домен, задаются в соответствии с решением задачи в глобальном домене. Для каждого кристаллита определяются активные системы скольжения и касательные величины на них согласно (1).

$$\tau_c^\alpha = \sum_j P_{ij}^\alpha s_{ij} \quad (1)$$

Где  $P_{ai}^V$  –  $i$ -ая компонента векторного представления тензора Шмидта для систем скольжения с индексом  $\alpha(\beta, \mathcal{G}, \delta, \varepsilon)$ ,  $s_{12}, s_{11}, s_{22}, s_{21}$  – компоненты девиатора тензора напряжений связь девиаторов тензоров деформации и напряжений выражаем (2):

$$d = \sum_\alpha \gamma_0^\alpha \left( \frac{\tau^\alpha}{\tau_c^\alpha} \right)^{m-1} P^{\alpha T} \otimes P^\alpha \bar{S} \quad (2)$$

где  $\bar{S}$  – девиатор тензора компоненты,  $\gamma_0^\alpha$  – базовое значение скорости сдвиговой деформации по системе скольжения,  $\tau_c^\alpha$  – величины критического скальвающего напряжения,  $\tau^\alpha$  – скальвающее напряжение в системе скольжения,  $m$  – показатель скоростного упрочнения.

Влияние температуры на критическое напряжение сдвига определим с помощью уравнений (3) и (4);

$$\dot{\tau}_c^\alpha = H_0 \left( \frac{\tau_s - \tau_c^\alpha}{\tau_s - \tau_0} \right)^{12} \sum_{\beta=1}^{12} \dot{\gamma}^\beta \quad (3)$$

Где  $\dot{\gamma}^\beta$  - скорость сдвиговой деформации в системе скольжения  $\beta$ .

$$\tau_s = \tau_{s0} \left( \frac{\sum_{\beta=1}^{12} \dot{\gamma}^\beta}{\dot{\gamma}_{s0}} \right)^{kT / (\mu b^3 A)} \quad (4)$$

где  $T$  – температура деформации,  $b$  - вектор Бюргерса,  $\mu$  - модуль сдвига.

Введем матрицу  $M$  (5) и матрицу  $C$  (6). Тогда соотношение  $S=Cd$  связывают девиатор тензора деформации и напряжения.

$$M = \sum_\alpha \gamma_0^\alpha \left( \frac{\tau^\alpha}{\tau_c^\alpha} \right)^{m-1} P^{\alpha T} \otimes P^\alpha \quad (5)$$

$$C = M^{-1} \quad (6)$$

Уравнение для одного конечного элемента – уравнение с локальной матрицей жесткости выглядит следующим образом (7)

$$[K](\delta) = \begin{bmatrix} [0] \\ [K_{vp}] \\ [K_{vp}] \end{bmatrix} \begin{bmatrix} [K_{pv}] \\ [K_{vv}] \end{bmatrix} \begin{pmatrix} - \\ \delta \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} f \\ l \end{bmatrix} [F] dl \quad (7)$$

Где  $[K]$  матрица жесткости конечного элемента,  $\delta = (p_1 \ p_2 \ p_3 \ p_4 \ v_{11}, v_{12} \dots v_{91}, v_{92})$  – вектор неизвестных значений в узлах расчетной сетки: давление и скорость.

Подматрица  $[K_{vv}]^b$  входящая в выражение (7) вычисляется связанно с матрицей  $[C]$  с использованием (8)

$$[K_{vv}] = \iint_S [B]^T [C] [B] dx_1 dx_2 \quad (8)$$

Где  $[B]$  – выражает изменения координат узлов элемента при сохранении его площади и связывает перемещение в его узлах с деформацией.

Последующее формирование глобальной матрицы (домена) производится без изменений, как указано в многочисленных монографиях посвященных методу конечных элементов.

На рис. 1 приведены функции распределения ориентировок полученные в результате моделирования формирования текстуры при проработки литой структуры в сплаве 8011.

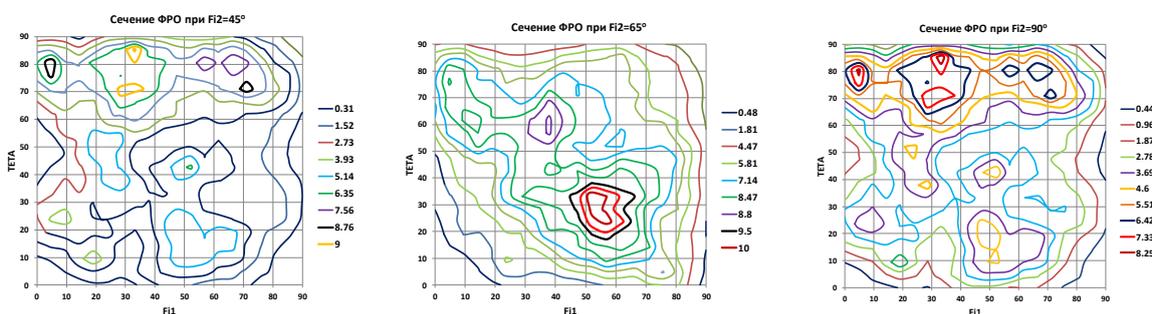


Рис. 1 Характерные сечения ФРО при моделировании прокатки сплава 8011

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-79-10099-П, <https://rscf.ru/project/21-79-03041/>.*

**АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ  
ГЕОЛОГИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ НА ТЕРРИТОРИИ СИБИРСКОГО КРАТОНА**

Ахметов А.Ж.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одной из актуальных задач для практики проведения подземных работ во время добычи полезных ископаемых является исследование напряженно-деформированного состояния участков земной коры [1]. Определение ее физических свойств слоёв вызывает трудности ввиду недоступности глубинных слоёв земной коры для непосредственного научного исследования. Общепринятым является подход, в котором физико-механические свойства слоёв литосферы меняются с глубиной за счет структурной неоднородности горных пород и влияния тепла из мантийного слоя. В качестве основы для оценки прочностных свойств слоев земной коры и верхней мантии воспользуемся гипотезой, в которой литосферу можно представить как геосреду с жесткими и мягкими слоями, находящимися в равновесном состоянии под действием силы тяжести [2].

В качестве объекта исследования были выбраны Вилуйская и Тунгусская синеклизы и Мирнинско-Айхальская седловина, которые находятся на территории Сибирского кратона, различаются как по геологии, так и по развитию в них тектонических процессов. По данным территориям проходит геологический профиль «Кимберлит – 1981» [3]. Особенности геологической структуры профиля и геодинамической обстановки заключаются в том, что под территориями Вилуйской и Тунгусской синеклиз наблюдается формирование мантийных плюмов, что приводит к горизонтальному растяжению земной коры, а на территории Мирнинско-Айхальской седловины наблюдаются процессы горизонтального сжатия ввиду расположения региона между двумя очагами мантийных плюмов.

На основе полученных данных из геологического профиля «Кимберлит–1981» были созданы двумерные структурные модели выбранных участков литосферы, которые содержат ряд слоев геосреды с разными физико-механическими свойствами. Для описания пластических течений была использована модель упругопластической среды в форме Друкера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения [4]. Для определения параметров этой модели, изменяющихся с глубиной, использовалась прочностная модель «cratonic jelly sandwich» [5].

Проведенные расчеты показали, что локализация пластической деформации наблюдается в районах местонахождения залежей нефти на территориях Вилуйской Тунгусской синеклиз, а в случае Мирнинско-Айхальской седловины — в районах местонахождения залежей алмазов. Выявлены области растягивающих горизонтальных напряжений, обусловленные структурой литосферы и геодинамической обстановкой.

Полученные результаты могут быть использованы как при проведении фундаментальных исследований по анализу напряженно-деформированного состояния в процессе эволюции литосферы, так и в качестве дополнительных данных при организации и ведении горных работ во время добычи полезных ископаемых.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Марков Г.А. Тектонические напряжения и горное давление в рудниках Хибинского массива. Л.: Наука. – 1977 – 213 с.
2. Barrell J. The strength of the Earth's crust. I. Geologic tests of the limits of strength // Journal of Geology. 1914. Vol. 22. P. 28–48.
3. Павленкова Н.И., Павленкова Г.А. Строение земной коры и верхней мантии Северной Евразии по данным сейсмического профилирования с ядерными взрывами. Москва, ГЕОКАРТ: ГЕОС. – 2014. – 192 с.
4. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния Тунгусской синеклизы и Якутско-Вилуйской крупной изверженной провинции // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2022. №75. С. 52–66.
5. Burov E.B. Plate rheology and mechanics // Treatise on Geophysics: Second edition. 2015. Vol. 6. P. 95–152.

## ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ КИНЕМАТИКИ РАЗЛОМОВ В ОСАДОЧНОМ ЧЕХЛЕ ПРИ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ СДВИГЕ В ОСНОВАНИИ

<sup>1,2</sup>Бакеев Р.А., <sup>2,1</sup>Стефанов Ю.П.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск*

Одним из наиболее распространенных типов нарушений осадочного чехла и земной коры в целом являются структуры, связанные со сдвиговой деформацией. При сдвиге по простиранию в массивах горных пород и, в частности, в осадочном чехле, возникает особый тип нарушений сложной пространственной структуры. Они имеют форму наклонных изгибающихся S-образных поверхностей, испытывающих поворот вокруг вертикальной оси [1]. При выходе на дневную поверхность эти разломы сопровождаются вертикальными смещениями – сбросами и взбросами. Анализ активности вертикальных движений поверхности в зоне действующего разлома в основании является важной научной задачей. Эта проблема является частью фундаментальных исследований разломных структур земной коры, и её решение приводит к пониманию процессов формирования и развития разломов на глубине.

В ранних работах авторов, например [2, 3], уже проводилось численное моделирование формирования магистрального разлома и оперяющих разломных структур в осадочном чехле в условиях продольного сдвига блоков фундамента (strike-slip). В настоящей работе реализован междисциплинарный подход, объединяющий методологию механики деформируемого твёрдого тела и геомеханики с тектонофизическим анализом [4]. Решения, полученные при геомеханическом моделировании на основе упруго-хрупко-пластических моделей горных пород, как правило, представляются в виде непрерывных пространственных распределений параметров напряжённо-деформированного состояния. Полученные результаты интерпретируются с позиций тектонофизики, и позволяют сделать вывод о влиянии локальной тектоники на распределение сбросов и взбросов по бортам оперяющих разломов при разрывном сдвиге в основании.

*Работа выполнена в рамках государственных заданий ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0005 и ИНГТ СО РАН, Проект ФНИ № FWZZ-2022-0021.*

1. Sylvester G. Strike-slip faults // Geol. Soc. Am. Bull. 1988. V. 100, № 31. P. 1666–1703.
2. Стефанов Ю.П., Бакеев Р.А. Формирование полос локализованного сдвига в слое геосреды при разрывном сдвиге основания // Физ. мезомех. 2012. Т. 15, № 2. С. 77–84.
3. Stefanov Yu.P., Bakeev R.A. Deformation and fracture structures in strike-slip faulting // Engineering Fracture Mechanics. 2014. V.129. P.102–111
4. Ребецкий Ю.Л. Реконструкция тектонических напряжений и сейсмотектонических деформаций: методические основы, поле современных напряжений Юго-Восточной Азии и Океании // Докл. РАН. 1997. Т. 354, № 1. С. 101–104.

## АБСОРБЦИЯ КИСЛОРОДА В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ Ti-Al

Бакулин А.В., Чумакова Л.С., Кулькова С.Е.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Известно, что интерметаллические сплавы на основе титана и алюминия характеризуются низкой плотностью, высокими значениями удельной прочности и жесткости, высоким сопротивлением ползучести при умеренно повышенных температурах [1], что делает их перспективными материалами для высокотемпературных приложений в автомобилестроении, аэрокосмической и газотурбинной промышленности [2, 3]. Сплавы  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и  $\gamma$ -TiAl считаются очень подходящими для изготовления как статических компонентов, так и вращающихся деталей двигателей [3, 4]. При высокой температуре вследствие одновременного окисления титана и алюминия на поверхности сплава растет оксидная пленка смешанного состава, что препятствует образованию плотной защитной пленки  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [5]. Двухфазные пластинчатые сплавы TiAl/Ti<sub>3</sub>Al обладают рядом свойств, выгодно отличающих их от однофазных сплавов: они имеют значительно повышенную ударную вязкость, сопротивление усталости и ползучести [6]. Минимальная скорость ползучести двухфазных пластинчатых сплавов на порядок ниже скоростей ползучести однофазных сплавов [7]. В пластинчатых структурах наблюдается очень низкая дислокационная активность, и практически отсутствуют двойниковые структуры [8]. В то же время стойкость двухфазных пластинчатых сплавов к высокотемпературной коррозии остается недостаточной. Добавление некоторых легирующих элементов может повысить стойкость к окислению и улучшить механические свойства как однофазных сплавов TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, так и двухфазных пластинчатых сплавов TiAl/Ti<sub>3</sub>Al. Например, добавление V, Cr, Nb, Mo, Ta и W приводит к упрочнению твердого раствора [1–3]. Последнее также выгодно для сопротивления ползучести. Элементы Nb, Mo, Ta, W очень эффективны для повышения стойкости к окислению. По этой причине практически все многокомпонентные сплавы содержат не менее 2 ат.% Nb, который считается наиболее подходящим легирующим элементом из соображений цена/эффективности. Увеличение концентрации примесных атомов может приводить к взаимодействию кислорода одновременно с двумя атомами примеси, что усложняет изучение его сорбции и установление механизмов влияния примесей на этот процесс. Таким образом, основной целью настоящей работы является изучение влияния комбинаций примесей на абсорбцию кислорода в сплавах  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и  $\gamma$ -TiAl.

Первопринципные расчеты атомной и электронной структуры сплава  $\alpha$ -TiAl проводились методом проекционных присоединенных волн (PAW) в плоско-волновом базисе с обобщенным градиентным приближением для обменно-корреляционного функционала. Энергия обрезания была равна 550 эВ. Энергия взаимодействия между двумя примесными атомами X и Y оценивалась как

$$E_{\text{int}} = E(\text{TiAl}+\text{X}+\text{Y}) - E(\text{TiAl}+\text{X}) - E(\text{TiAl}+\text{Y}) + E(\text{TiAl}), \quad (1)$$

где  $E(\text{TiAl}+\text{X}+\text{Y})$ ,  $E(\text{TiAl}+\text{X})$  и  $E(\text{TiAl}+\text{Y})$  – полные энергии сплава TiAl с двумя примесными атомами X и Y, только атом X и только атом Y, соответственно;  $E(\text{TiAl})$  – полная энергия идеального сплава TiAl. Согласно определению (1) положительное значение  $E_{\text{int}}$  означает отталкивание между примесными атомами, отрицательное – примеси притягиваются. Чем больше абсолютное значение  $E_{\text{int}}$ , тем сильнее взаимодействие. В качестве примесей из-за их практической значимости рассматривались переходные металлы групп VB–VIII.

Энергия взаимодействия между атомами примеси как функция межатомного расстояния на примере сплава Ti<sub>3</sub>Al показана на рис. 1. Видно, что в случае пар одинаковых атомов независимо от их сочетания наименьшая энергия взаимодействия соответствует ситуации, когда примесные атомы находятся во вторых соседях друг относительно друга. При этом только в случае Mo, W и Re энергия взаимодействия является отрицательной (рис. 1а), что указывает на энергетическую предпочтительность данной конфигурации. Атомы других рассмотренных примесей (Cr, Nb и Ta) предпочитают находиться как можно дальше

друг от друга. Аналогичная ситуация имеет место и в случае пар различных атомов (рис. 1б). Единственным исключением является пара Nb–Re, для которой  $E_{\text{int}} < 0$ . В случае, когда примесные атомы являются шестью соседями относительно друг друга, взаимодействие между ними становится пренебрежимо мало ( $E_{\text{int}} < 0.02$  эВ).

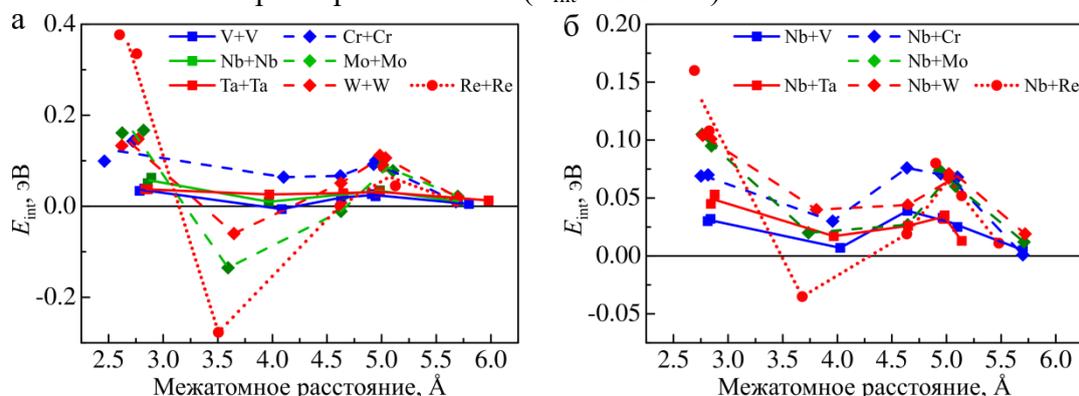


Рис. 1. Энергия взаимодействия в парах одинаковых (а) и разных (б) примесных атомов в зависимости от их взаимного расположения в сплаве  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al. Ломаные линии построены по средним значениям энергии для каждого координационного эллипсоида

Расчеты показали, что все рассмотренные примеси приводят к понижению энергии абсорбции кислорода. При этом, чем дальше от титана находится примесный элемент в таблице Менделеева, тем сильнее его влияние. Оценка вкладов в понижение энергии абсорбции показала, что основное влияние оказывает химический вклад, то есть изменение энергии связи O–Me по сравнению с O–Ti. Механический вклад для всех рассмотренных примесей также способствует понижению энергии абсорбции.

Таким образом, для сплава  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al, легированного переходными металлами VB–VIII групп, при увеличении концентрации примеси или добавлении второго легирующего элемента можно сделать следующие выводы: 1) конфигурация с атомами примеси, замещающими Ti и являющимися вторыми соседями относительно друг друга, является энергетически предпочтительной; 2) энергия абсорбции кислорода уменьшается для позиций вблизи атома примеси и эффект усиливается при заполнении ее *d*-оболочки; 3) если кислород находится в области между двумя примесными атомами, их влияние аддитивно усиливается. В случае сплава  $\gamma$ -TiAl, когда примесные атомы находятся в наиболее энергетически выгодной конфигурации, не существует такой позиции абсорбции, чтобы атом кислорода взаимодействовал одновременно с обеими примесями. Это позволяет заключить, что рассматривать влияние комбинаций примесей на абсорбцию кислорода в TiAl можно, как влияние двух отдельных не взаимодействующих примесей.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-73-00243). Численные расчеты проводились на суперкомпьютере СКИФ Cyberia в Томском государственном университете.*

1. Intermetallics research progress / Y.N. Berdovsky (ed.). New York, Nova Science Publishers. – 2008. – 290 p.
2. Djanarthany S., Viala J.C., Bouix J. An overview of monolithic titanium aluminides based on Ti<sub>3</sub>Al and TiAl // Mater. Chem. Phys. 2001. V. 72. P. 301–319.
3. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications / C. Leyens, M. Peters. Weinheim, Wiley-VCH Verlag. – 2003. – 513 p.
4. Lasalmonie A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? // Intermetallics. – 2006. V. 14. P. 1123–1129.
5. Maurice V., Despert G., Zanna S., et al. XPS study of the initial stages of oxidation of  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al and  $\gamma$ -TiAl intermetallic alloys // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 3315–3325.
6. Bartholomeusz M.F., Wert J.A. The effect of thermal exposure on microstructural stability and creep resistance of a two-phase TiAl/Ti<sub>3</sub>Al lamellar alloy // Metall. Mater. Trans. A. 1994. V. 25. P. 2371–2381.
7. Bartholomeusz M.F., Yang Q., Wert J.A. Creep deformation of a two-phase TiAl/Ti<sub>3</sub>Al lamellar alloy and the individual TiAl and Ti<sub>3</sub>Al constituent phases // Scripta Metall. Mater. 1993. V. 29. P. 389–394.
8. Hsiung L.M., Nieh T.G., Choi B.W., et al. Interfacial dislocations and deformation twinning in fully lamellar TiAl // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 329–331. P. 637–643.

## ВЛИЯНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ

Балохонов Р.Р., Романова В.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе численно исследуются деформации и разрушения металлокерамических композитов на примере состава Al6061T6-ZrC. Методом пошагового заполнения созданы трехмерные структуры композитов с единичной керамической частицей неправильной угловатой формы с учетом и без учета поликристаллического строения матрицы. Краевые задачи в динамической постановке решаются численно с использованием ABAQUS Explicit. Для описания упругопластической реакции однородной (ОМ) и поликристаллической матрицы (ПМ) используются изотропные и анизотропные модели типа Дюамеля-Неймана, включающие ассоциированный закон пластического течения и физическую теорию пластического течения, соответственно. Разрушение частиц и матрицы происходит при критических значениях интенсивностей напряжений и пластических деформаций, соответственно.

Исследованы особенности формирования и эволюции остаточных напряжений, локализации пластической деформации, зарождения и развития трещин при растяжении и сжатии композитов, как из начального недеформированного состояния, так из состояния после охлаждения от 350 градусов Цельсия до комнатной температуры. Для структуры с учетом поликристаллического строения проведены серии расчетов растяжение/сжатие вдоль направлений  $X$ ,  $Y$  и  $Z$ . Таким образом, с одной стороны, проведен сравнительный анализ деформации и разрушения композита с учетом и без учета остаточных напряжений. С другой стороны, сопоставлены результаты моделирования с учетом и без учета поликристаллического строения матрицы (рис. 1).

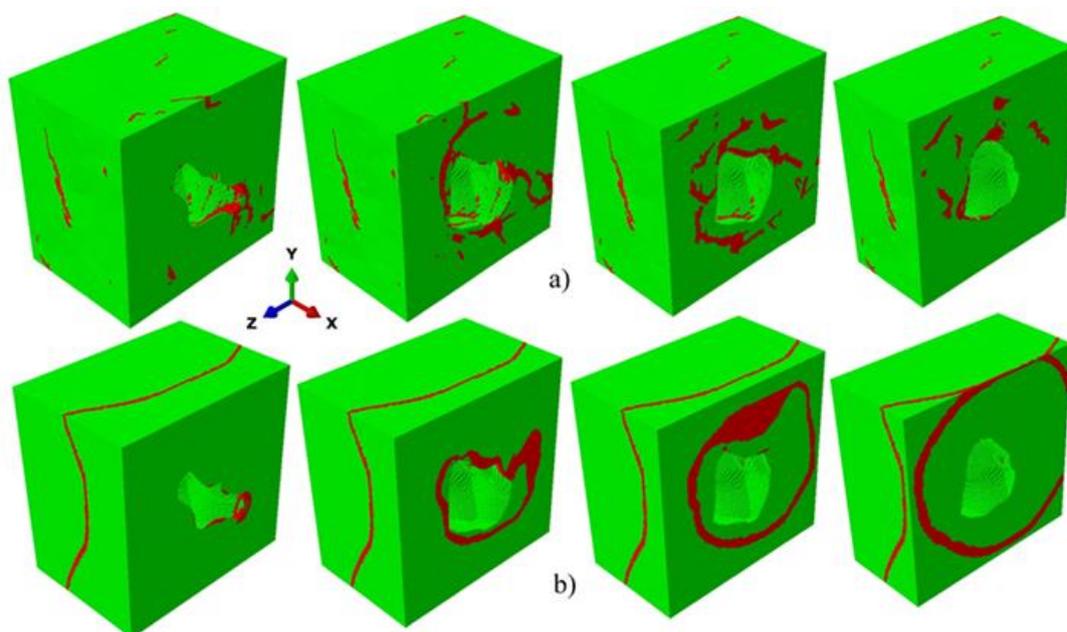


Рис. 1. Разрушение композита с поликристаллической (а) и однородной матрицей (б)

Результаты моделирования позволили сделать следующие выводы.

1. При сжатии композитов за счет сложной формы частиц происходит формирование областей объемного растяжения, где впоследствии зарождаются трещины. «Трещины растяжения» распространяются в плоскостях ориентированных вдоль направления сжатия и перпендикулярно направлению растяжения композита.

2. Прочность композита ниже при растяжении, чем при сжатии, поскольку в условиях объемного сжатия «трещины растяжения» в частицах зарождаются позже и распространяются медленнее, чем при растяжении композита.

3. В результате охлаждения композита керамическая частица объемно сжимается, а матрица как сжимается, так и растягивается, причем в матрице вокруг частицы образуется область чистого сдвига с высокими значениями остаточных напряжений.

4. Поликристаллическая структура матрицы препятствует образованию сквозных трещин при последующем механическом нагружении композита. Границы зерен вызывают множественные концентрации напряжений и локализацию пластической деформации по всему материалу ПМ, что задерживает разрушение вблизи границы раздела матрица-частица по сравнению со случаем ОМ.

5. Сжимающие остаточные напряжения в частице играют положительную роль, задерживая формирование и развитие «трещин растяжения» и повышая прочность исследуемого композита при растяжении.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00273).*

## АНАЛИЗ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИТЕ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОМОГРАФИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕНЗОРА СТРУКТУРЫ

<sup>1</sup>Банников М.В., <sup>1</sup>Баяндин Ю.В., <sup>1</sup>Наймарк О.Б., <sup>2</sup>Прууэл Э.Р., <sup>3</sup>Купер К.Э.

<sup>1</sup>Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup>Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

<sup>3</sup>Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск

Целью работы является анализ данных рентгеновской томографии углепластиков и выявление многомасштабных закономерностей развития поврежденности, обусловленной как технологическим процессом изготовления, так и деформационным вкладом в процессе деформирования образца из слоистого полимерного композиционного материала на основе углепластика. Известно, что распределение ориентации вследствие технологии укладки волокон задает механические свойства композитов, а качество производства в первую очередь определяет эксплуатационные характеристики конечного изделия. Общепринятые методы определения характеристик композита предполагают идентификацию волокон как отдельных объектов, что требует высокого разрешения рентгеновских изображений и больших вычислительных ресурсов. В данной работе исследуется, может ли анализ на основе полевого определения тензора структуры представительного объема композита позволить определить повреждения.

Объектом исследования являлся слоистый полимерный композиционный материал, изготовленный из тканого углеволокна саржевого плетения на основе эпоксидной смолы (с укладкой слоев 0/90). Пробы для анализа рентгеновским томографом вырезались полым алмазным сверлом 6 мм по схеме, представленной на рисунке 1, предварительно из исходного стандартного образца и из него же (с отверстием в виде концентратора напряжений) после квазистатического растяжения. Характерное разрешение томограммы составило  $\sim 7-8$  мкм на пиксель.

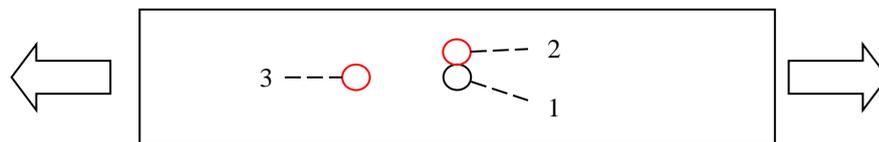


Рис. 1. Схема извлечения проб для рентгеновского томографического исследования из нагружаемого образца композиционного материала: 1 – проба в центре нагружаемого образца, извлечённая до испытания образца, 2 – проба, извлечённая после проведения испытаний в зоне концентрации напряжений, 3 – проба, извлечённая после проведения испытаний вдали от концентратора напряжений

Анализ 3D данных рентгеновской томографии был реализован в пакете прикладных программ MathWorks MATLAB на основе определения поля тензора структуры. На рисунке 2 представлены характерные исходные изображения изоповерхностей плотности структуры для проб деформированного образца.

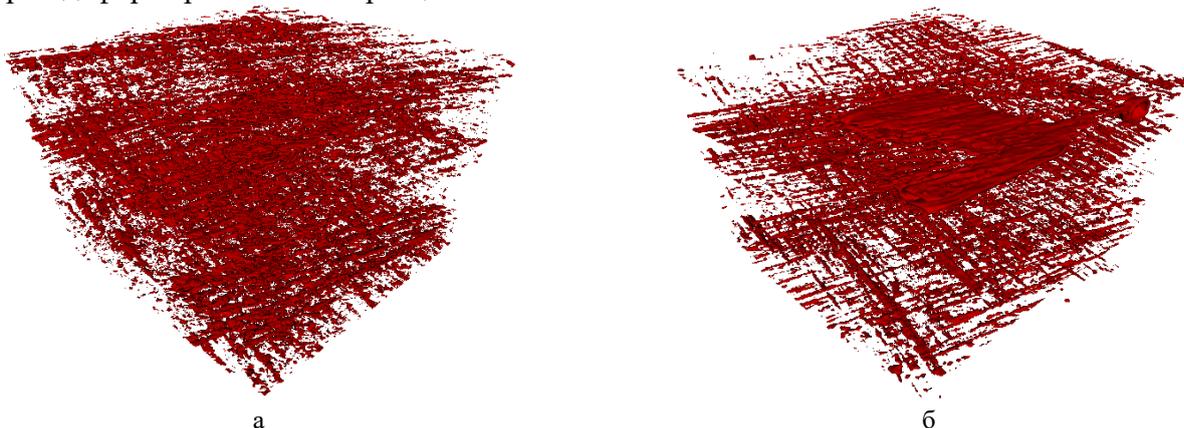


Рис. 2. Изоповерхности плотности структуры: зона вблизи концентратора (а), зона с дефектом (б)

Поле тензора структуры [1, 2] определялось согласно следующим выражениям:

$$\alpha_{ij}'(x_1, x_2, x_3) = \begin{bmatrix} \left(\frac{\partial \rho}{\partial x_1}\right)^2 & \frac{\partial \rho}{\partial x_1} \frac{\partial \rho}{\partial x_2} & \frac{\partial \rho}{\partial x_1} \frac{\partial \rho}{\partial x_3} \\ \frac{\partial \rho}{\partial x_2} \frac{\partial \rho}{\partial x_1} & \left(\frac{\partial \rho}{\partial x_2}\right)^2 & \frac{\partial \rho}{\partial x_2} \frac{\partial \rho}{\partial x_3} \\ \frac{\partial \rho}{\partial x_3} \frac{\partial \rho}{\partial x_1} & \frac{\partial \rho}{\partial x_3} \frac{\partial \rho}{\partial x_2} & \left(\frac{\partial \rho}{\partial x_3}\right)^2 \end{bmatrix}, \alpha_{ij}(\bar{r}) = \left\langle \alpha_{ij}'(x_1, x_2, x_3) \right\rangle_{\bar{r}} = \iiint_{W(\bar{r})} \alpha_{ij}'(x_1, x_2, x_3) dx_1 dx_2 dx_3$$

где  $\rho(x_1, x_2, x_3)$  – распределение интенсивности, полученное методом рентгеновской томографии,  $\alpha_{ij}(x_1, x_2, x_3)$  – поле тензора структуры в зависимости от радиус-вектора  $\bar{r}$ . Затем в каждой точке определялся спектр собственных значений  $\lambda_i$  тензора структуры, по которому вычислялись характеризующие микроструктуру параметры: осредненная интенсивность  $\rho$ , коэффициент анизотропии  $\beta = 1 - \lambda_{\min} / \lambda_{\max}$ , определитель тензора  $det(\rho) = \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3$ , след тензора  $trace(\rho) = \lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3$ . По данным параметрам исследовалось распределение по всему представительному объему каждой пробы. Характерные функции плотности распределения по некоторым параметрам для представительного объема пробы 2 представлены на рисунке 3.

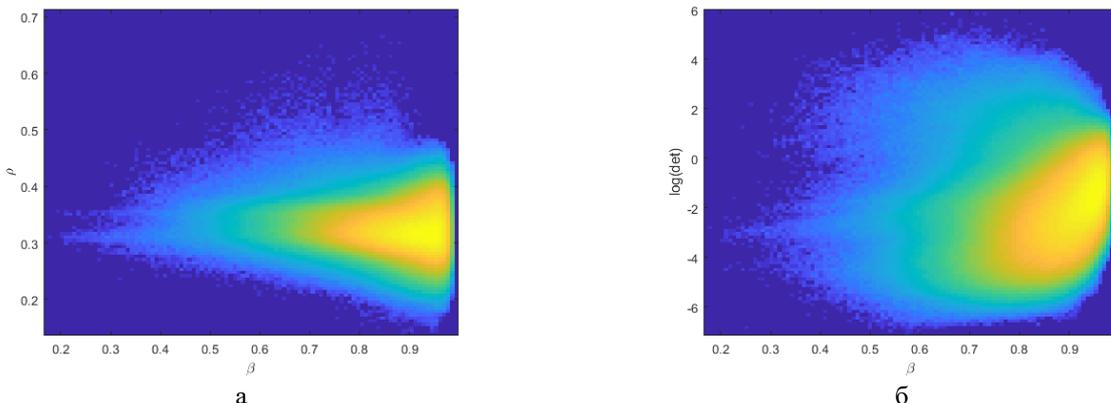


Рис. 3. Функции плотности распределения по различным параметрам тензора структуры для представительного объема композита (проба 2): анизотропия – плотность (а), анизотропия – определитель (б)

По результатам анализа функций распределения было установлено, что чувствительными параметрами к выявлению повреждений являются параметр анизотропии, а также сумма квадратов производных интенсивности (след тензора структуры). Дополнительно установлено, что в случае выявления технологических дефектов (исходных несплошностей) функции распределения становятся немонотонными, что также может отражаться и при появлении деформационных повреждений. Для выявления более тонкой структуры, в том числе микроповреждений, требуется увеличение разрешения рентгеновской томографии.

*Работа в части анализа данных выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 21-79-30041), рентгеновская томография проводилась в ИЯФ СО РАН.*

1. Nguyen N., Mehdikhani M., Straumit I., Gorbatiikh L., Lessard L., Lomov S. Micro-CT measurement of fibre misalignment: Application to carbon/epoxy laminates manufactured in autoclave and by vacuum assisted resin transfer moulding // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2018. Т. 104. С. 14–23.
2. Karamov R., Martulli L., Kerschbaum M., Sergeichev I., Swolfs Y., Lomov S. Micro-CT based structure tensor analysis of fibre orientation in random fibre composites versus high-fidelity fibre identification methods // Composite Structures. 2020. Т. 235. С. 111818.

## ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СДВИГУ $\theta'$ -ФАЗЫ В Al-Cu СПЛАВЕ

Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.  
*Челябинский государственный университет, Челябинск*

В связи с ростом интереса к водороду как экологически чистому источнику энергии, все более актуальным становится задача разработки материалов, пригодных к эксплуатации в среде водорода [1]. Поскольку подавляющее количество конструкционных материалов являются сплавами, то необходимо дальнейшее развитие таких исследований влияния водорода на пластическое течение и разрушение сплавов, контролируемых в значительной мере упрочняющими включениями легирующих элементов.

В настоящей работе проведено многомасштабное исследование роли водорода, накопленного на  $\theta'$  фазах, на механические свойства Al-Cu сплава. На уровне атомистического моделирования впервые проведено исследование механизмов взаимодействия дислокации с упрочняющим включением в зависимости от содержащегося во включении водорода. Показано, что в системе без водорода взаимодействие происходит по механизму образования петли Орована вокруг включения.

В системе с максимальной концентрацией водорода, достигающей 40 ат.% в объеме включения, происходит смена механизма дислокация-преципитат взаимодействия на перерезание включения. В МД расчётах рассматривались два диаметра включения, смена механизма взаимодействия происходит для обоих исследованных диаметров включения. Переход от образования петли Орована к перерезанию сопровождается снижением максимальной величины средних по области напряжений в МД системе на 23%. Проведено исследование влияния водорода на критические напряжения зарождения дислокаций вблизи  $\theta'$  фазы. Показано, что накопление водорода ведет только к росту критического напряжения зарождения дислокаций, что объясняется тенденцией к росту давления в объеме включения и в окружающей матрице, что как показано в [2, 3] значительно повышает барьер гомогенной нуклеации дислокаций в алюминии.

Молекулярно-динамические (МД) расчеты выполнялись с помощью программного пакета LAMMPS [4]. Взаимодействие атомов описывается потенциалом ADP [5]. Анализ и визуализация полученных атомных распределений осуществляется с помощью пакета OVITO [6].

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-71-10038.*

1. Merrick R.D. An overview of hydrogen damage to steel at low temperature // Mater. Perform. 1989. V. 28. P. 53–55.
2. Mayer A.E., Krasnikov V.S., Pogorelko V.V.. Dislocation nucleation in Al single crystal at shear parallel to (111) plane: Molecular dynamics simulations and nucleation theory with artificial neural networks // Int. J. Plast. 2021. V. 139. P. 102953.
3. Mayer A.E., Krasnikov V.S., Pogorelko V.V. Homogeneous nucleation of dislocations in copper: Theory and approximate description based on molecular dynamics and artificial neural networks // Comp. Mater. Sci. 2022. V. 206. P. 111266.
4. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1–19.
5. Apostol F., Mishin Y. Angular-dependent interatomic potential for the aluminum-hydrogen system // Phys. Rev. B. 2010. V. 82. P. 144115.
6. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO - the Open Visualization Tool // Model. Simul. Mater. Sci. Eng. 2010. V. 18. P. 015012.

**ПОЛЯРИТОННАЯ ФИЗИКОХИМИЯ МЕЗОУРОВНЯ КВАНТОВЫХ  
НАНОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ  
МАТЕРИАЛОВ**<sup>1</sup>Безносюк С.А., <sup>1</sup>Маслова О.А., <sup>2</sup>Жуковский М.С.<sup>1</sup>*Алтайский государственный университет, Барнаул*<sup>1</sup>*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*

В последние годы базирующаяся на гибридной природе сильно связанных состояний света и вещества поляритонная химия, стала быстро развивающейся областью [1]. В ней уже сделан ряд экспериментальных прорывов, указывающих на достижимость квантового контроля в полостях мезоуровня свыше 1 мкм локальных химических реакций. В резонаторных полостях мезоуровня материалов сильная связь фотонных резонансных мод с электрон-ядерными модами колебаний может управлять локальными химическими процессами [2]. Были опубликованы также работы по полостному поляритонному контролю переноса энергии и сведения о повышении критической температуры в сверхпроводниках.

Теоретические работы [3] стремились к детальному пониманию основного движущего механизма поляритонной химии, так как появление в мезо-полостях гибридных состояний «свет-материя» представляют собой сложнейшую теоретическую задачу квантовой электродинамики материалов (КЭД). В ней наряду со сложностью электронно-ядерной динамики, сильная связь с электромагнитным полем вводит новые квантовые состояния поляритонов, которые порождают резкое увеличение сложности из-за большой размерности комбинированных свето-вещественных степеней свободы. Появление эффектов коллективной связи позволяет передавать энергию в материалах на субмикронные расстояния. Считается, что коллективная связь вводит квантовую когерентность. в мезоскопическом масштабе в условиях окружающей среды, при этом сильное взаимодействие света с веществом приводит к образованию коррелированных темных состояний возбуждений, которые не могут быть заселены за счёт поглощения света [4]. Это еще больше повышает сложность описания поляритонной химии. Существующие до сих пор симуляции показывают только то, что коллективные эффекты вызывают локальные модификации, которые могут влиять на ландшафт свободной энергии поляритонного ансамбля и, таким образом, могут использоваться для управления химической реактивностью. Однако во всех работах остается неясной природа резонаторных полостей поляритонной химии, которые должны формироваться в рамках КЭД как иерархическая система полостных интерфейсов.

В данной работе рассмотрены приложения развитого ранее нами подхода физикохимии [5, 6] для новых квантовых субатомных технологий нанoeлектромеханических систем (НЭМС) к формированию поляритонных молекулярных резонаторных полостей мезоскопического уровня на примере интеллектуальных материалов. В отличие от остальных теорий в данном подходе исходно учтена иерархическая многоуровневая самоорганизация НЭМС интерфейсных полостей конденсированного состояния, начиная с фундаментального субатомного уровня КЭД.

1. Ebbesen T.W, Hybrid light–matter states in a molecular and material science perspective // Acc. Chem. Res. 2016. V. 49. P. 2403–2412.
2. Thomas A., Lethuillier-Karl L., Nagarajan K. et al. Tilting a ground-state reactivity landscape by vibrational strong coupling // Science. 2019. V. 363. P. 615–619.
3. Sidler D., Ruggenthaler M., Schafer C., Ronca E., Rubio A. A perspective on ab initio modeling of polaritonic chemistry: The role of non-equilibrium effects and quantum collectivity // J. Chem. Phys. 2022. V. 156. P. 230901.
4. Gonzalez-Ballester C., Feist J., Gonzalo Badia E., et al. Uncoupled dark states can inherit polaritonic properties // Phys. Rev. Lett. 2016. V. 117. P. 156402.
5. Beznosyuk S. A., Maslova O. A., Zhukovsky M.S. Quantum Infrastructure of Attosecond Sensors and Actuators of Nonequilibrium Physical Media in Smart Materials // Physical Mesomechanics. 2019. Vol. 22. P. 432–438.
6. Beznosyuk S. A., Maslov O. A., Zhukovsky M.S. Hybrid quantum technologies of intellectual nanomaterials // International Journal of Nanotechnology. 2019. Vol. 16, № 1-2-3. P 22–33.

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В АДДИТИВНОМ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОМ СПЛАВЕ НА УРОВНЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ

<sup>1,2</sup>Бородина А.А., <sup>2</sup>Дымнич Е.М., <sup>2</sup>Романова В.А.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиево-кремниевые сплавы наиболее часто используются для изготовления легких алюминиевых конструкций методом селективного лазерного плавления (СЛП). Прогноз деформационного поведения этих сплавов требует знаний механизмов деформации, развивающихся на различных масштабных уровнях, и их вкладов в макроскопический отклик. Экспериментальные данные свидетельствуют о ключевой роли дендритной структуры в формировании деформационного отклика зерен СЛП силуминов [1]. Целью настоящего исследования является разработка микромеханических моделей СЛП AlSi10Mg сплава с явным учетом дендритной структуры и численный анализ напряженно-деформированного состояния в условиях нагружения. Модели микроструктур были построены путем графической обработки экспериментальных изображений полученных методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) (рис. 1 а, б). Для построенных моделей были проведены расчеты растяжения с помощью конечно-элементного пакета Abaqus. Анализ напряженно-деформированного состояния на микроуровне показал, что частицы кремния представляют собой упрочняющую фазу, которая препятствует деформации алюминия в эвтектической прослойке. При этом, алюминий в объеме дендритных ячеек испытывает деформацию существенно выше среднего уровня, тем самым компенсируя слабую деформацию участков эвтектики и обеспечивая заданную степень растяжения.

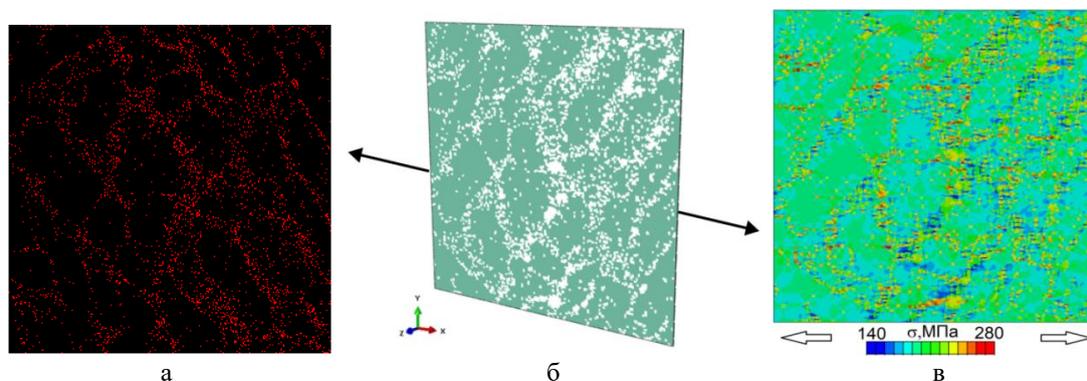


Рис. 1. ПЭМ изображение дендритной структуры AlSi<sub>10</sub>Mg (а), конечно-элементная модель, построенная в Abaqus (б), поля интенсивности напряжений (в)

Кремний в эвтектической фазе является источником концентрации напряжений. Все компоненты тензоров напряжений и деформаций на микроуровне существенно отклоняются от средних значений. При этом напряжения, действующие перпендикулярно оси нагружения, демонстрируют сжатие в вертикальных участках эвтектики и растяжение в горизонтальных.

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

1. Dymnich E., Romanova V.A., Balokhonov R.R., Zinoviev O.S., Zinoviev A.V. A Numerical Study of the Stress-Strain Behavior of Additively Manufactured Aluminum-Silicon Alloy at the Scale of Dendritic Structure // Physical Mesomechanics. 2021. Vol. 24. P. 32–39.

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-166

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ  
КРИСТАЛЛОВ МЕДИ С ДИСЛОКАЦИЯМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ  
ДИНАМИКИ**

Брюханов И.А.

*НИИ Механики МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*

Методом молекулярной динамики проведено моделирование ударно-волнового нагружения кристаллов меди различной ориентации, которые имели сформированную дислокационную структуру. Рассматривались ориентации кристалла вдоль оси нагружения [100], [110], [111], [102], [112], [221], [134] и [401]. Скорость удара по образцу изменялась в диапазоне от 100 до 900 м/с, а длительность импульса составляла 20 пикасекунд. В результате расчетов исследовалась структура ударной волны, формирование упругого предвестника и его затухание, а также величина откольной прочности. Показано, что скорость затухания упругого предвестника зависит от ориентации кристалла. Проведен анализ степеней затухания в зависимости от ориентации кристалла по теории Джонсона. Показано, что для направления [100] наблюдается самая слабая степень затухания, что согласуется с теорией. Для направления [111] получена наибольшее затухание предвестника, что связано с наличием большого числа активных плоскостей скольжения при нагружения вдоль этого направления. Показано, что для кристалла [100] дислокации не изменяют механизмы откола по сравнению с идеальным кристаллом. При нагружении кристаллов вдоль других направлений дислокаций, наоборот, значительно замедляют процесс откола, при этом величина откольной прочности изменяется относительно слабо.

*Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования сверхвысокопроизводительными вычислительными ресурсами МГУ имени М.В. Ломоносова и вычислительных ресурсов МСЦ РАН. Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №МК-2948.2022.1.1.*

1. Bryukhanov I.A. Atomistic simulation of the shock wave in copper single crystals with pre-existing dislocation network // International Journal of Plasticity. 2022. № 151. P. 103171.

**РАЗРЫВНЫЙ МЕТОД СПЕКТРАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ПРОЧНОСТНОГО АНАЛИЗА НА КРИВОЛИНЕЙНЫХ НЕКОНФОРМНЫХ СЕТКАХ**<sup>1</sup>Вершинин А.В., <sup>2</sup>Коновалов Д.А., <sup>2</sup>Кукушкин А.В., <sup>1</sup>Левин В.А.<sup>1</sup>*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва*<sup>2</sup>*ООО “Фидесис”, Москва*

Рассмотрен подход к численному решению краевых задач механики деформируемого твердого тела на неконформных неструктурированных криволинейных сетках с использованием разрывного метода спектральных элементов [2, 5, 11]. Расчетная область разбивается на подобласти, внутри которых возможно осуществить дискретизацию конформными спектрально-элементными сетками [7, 8]. На границах подобластей ставятся граничные условия первого и второго рода, обеспечивающие непрерывность решения (напряженно-деформированного состояния) во всей области, включая внутренние границы. Примером данной задачи является прочностной анализ конструкций (сборок), состоящих из нескольких деталей (деформируемых твердых тел), находящихся в жестком (склеенном) контакте. Твердые тела взаимодействуют друг с другом в процессе деформирования конструкции без проскальзывания и отрыва по внутренним границам (иными словами, тела склеены друг с другом). Стандартным подходом к решению такого рода задач является отпечатывание границ тел на соседних телах с их последующей склейкой по общим граничным зонам. Однако такой подход требует при численном моделировании конформной дискретизации всей сборки, включая конформные сетки на общих граничных областях, что часто создает существенные проблемы для промышленных САД-моделей, состоящих из большого количества деталей различного размера. Например, при конформной дискретизации сборки нет возможности выполнить резкий переход от грубой сетки к детализированной, соединить сетки с разными типами элементов (тетраэдры, гексаэдры), построить неструктурированную гексаэдральную сетку во всей модели. Более того, построение единой конформной сетки в сборке затруднительно или невозможно при наличии геометрических несовершенств (зазоров, перекрытий и т. п. между телами) в исходной геометрической модели (что часто происходит при импорте САД-моделей в САЕ-системы), а также в тех случаях, когда твердые тела не идеально примыкают друг к другу. В результате необходимо исправлять/модифицировать исходную САД-модель (что занимает много времени и не является автоматизированным процессом в общем случае) для построения сетки приемлемого качества.

Одним из подходов к решению описанных проблем, связанных с построением сеток для сборки, является снятие требования конформности сетки на границах между твердыми телами и построение вместо нее независимой дискретизации в каждом теле с дальнейшим их связыванием по границам для обеспечения непрерывного решения краевой задачи (напряженно-деформированного состояния) во всей области. В работе излагается алгоритм разрывного метода спектральных элементов, основанный на контактном взаимодействии деформируемых твердых тел [9, 13]. Связанный контакт между граничными элементами внутри области контакта обеспечивается прямым введением условий непрерывности перемещений в матрицу жесткости (и матрицу масс в случае нестационарных задач), полученную в результате дискретизации краевой задачи МДТТ на неконформных спектрально-элементных сетках (при этом дискретизация отдельных тел в составе сборки выполняется конформным образом). Данный подход является прямым обобщением классического приема для учета условий Дирихле на перемещения в методе конечных элементов [1, 4, 6, 10]. Непрерывность нормальных напряжений в областях контакта обеспечивается соответствующими дополнительными членами в матрице жесткости, полученными от граничных интегралов по зонам контакта в рамках слабой формулировки краевой задачи по методу Галеркина (непрерывность нормальных напряжений в слабом смысле) [11, 12]. Дискретизация по пространству с высоким порядком обеспечивается

применением метода спектральных элементов на криволинейных сетках [3, 7, 8]. Описанный алгоритм позволяет получить корректное численное решение на неструктурированных неконформных сетках, состоящих из криволинейных спектральных элементов, с возможностью задания различных порядков пространственной аппроксимации в подобластях, а также обеспечить непрерывность решения по С-норме для основных переменных задачи (перемещений) и непрерывность по L2-норме для нормальных напряжений в зонах контакта (границах подобластей).

Рассмотрены верификационные примеры для проверки реализованного в САЕ Fidesys [14] алгоритма численного решения краевых задач МДТТ на криволинейных неконформных сетках путем сравнения результатов компьютерного моделирования с аналитическими решениями и решениями аналогичных задач для случая конформной дискретизации: статический, динамический и модальный анализ сборок, состоящих из тел с криволинейными поверхностями. Анализируется универсальность и надежность работы программы и непрерывность полученного решения в случае наличия зазоров/перекрытий между контактирующими твердыми телами. Показано, что небольшие зазоры и перекрытия в САД-модели сборки практически не влияют на корректность полученных численных результатов, и данные геометрические дефекты автоматически обрабатываются в программном комплексе САЕ Fidesys с использованием описанного алгоритма. Рассмотрены примеры решения промышленных задач прочностного анализа составных САД-моделей.

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для поддержки молодых ученых – докторов наук (проект MD-208.2021.1.1) в части, связанной с нахождением численного решения, и Математического центра фундаментальной и прикладной математики (проект 075-15-2019-1621) в части, связанной с постановкой задачи.*

1. Abel J., Shephard M. An algorithm for multipoint constraints in finite element analysis // Int. J. Numer. Meth. Engng. 1979. V. 14. P. 464–467.
2. Arnold D., Brezzi F., Cockburn B., Marini D. Unified analysis of discontinuous Galerkin methods for elliptic problems: SIAM // J. Numer. Anal. 2002. V. 39. P. 1749–1779.
3. Bernardi C., Maday Y. Polynomial interpolation results in Sobolev spaces. // J. Comput. Appl. Math. 1992. V. 43, Iss. 1–2. P. 53–80.
4. Chow E., Manteuffel T., Tong C., Wallin B. Algebraic elimination of slide surface constraints in implicit structural analysis // Int. J. Numer. Meth. Engng. 2001. V. 01. P. 1–21.
5. Cockburn B., Karniadakis G., Shu Chi-Wang Discontinuous Galerkin Methods: Theory, Computation and Applications: Berlin, Springer-Verlag. – 2020.
6. Felippa C. Introduction to finite element methods. Chapter 8 Multifreedom constraints I. Colorado, Department of Aerospace Engineering Sciences and Center for Aerospace Structures University of Colorado Boulder. – 2004. P. 1-17.
7. Karpenko V.S., Vershinin A.V., Levin V.A., Zingerman K.M. Some results of mesh convergence estimation for the spectral element method of different orders in Fidesys industrial package // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 158. Paper No. 012049.
8. Konovalov D., Vershinin A., Zingerman K., Levin V. The implementation of spectral element method in a CAE system for the solution of elasticity problems on hybrid curvilinear meshes // Modelling and Simulation in Engineering. 2017. V. 2017. Article ID 1797561. P. 1–7.
9. Kukushkin A, Konovalov D, Vershinin A and Levin V Numerical simulation in CAE Fidesys of bonded contact problems on non-conformal meshes // J. Phys.: Conf. Ser. 2019. V. 1158. P. 032022.
10. Shephard M. Linear multipoint constraints applied via transformation as part of a direct stiffness assembly process // Int. J. Numer. Meth. Engng. 1984. V. 20. P. 2107–2112.
11. Vershinin A.V. et al. Application of variable order spectral element method on non-conformal unstructured meshes for an engineering analysis of assemblies with geometric inaccuracies // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2020. V. 747. P. 012033.
12. Wang, X., Prakash, A., Chen, J., Taciroglu, E. Variationally consistent coupling of non-matching discretizations for large deformation problems // Comput. Mech. 2017. V. 60. P. 465. DOI:10.1007/s00466-017-1417-0.
13. Zienkiewicz O., Taylor R. The Finite Element Method for Solid and Structural Mechanics Seventh Edition. Amsterdam: Elsevier. – 2014.
14. Электронный ресурс [www.cae-fidesys.com](http://www.cae-fidesys.com)

## СПОСОБ ЧИСЛЕННОЙ ОЦЕНКИ БИОМЕХАНИЧЕСКОЙ СОВМЕСТИМОСТИ МЕТАЛЛОТРИКОТАЖА ИЗ СВЕРХЭЛАСТИЧНОЙ TiNi ПРОВОЛОКИ И МЯГКИХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ

Ветрова А.В., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

**Введение.** Разработка принципов оценки биомеханической совместимости имплантатов и мягких тканей является актуальной задачей современной имплантологии. Особое место среди имплантационных материалов занимают сверхэластичные сплавы из никелида титана [1]. Металлотрикотаж, выполненный из сверхэластичной проволоки TiNi толщиной от 40 до 100 мкм, является перспективным материалом для пластики мягких тканей [2]. Большое структурное разнообразие и вариативность нелинейного поведения мягких биотканей требуют разработки единого подхода к оценке биомеханической совместимости живых и металлических материалов. Для пластики мягких тканей необходимы объективные рекомендации по выбору имплантатов на основе сходимости механических характеристик, в первую очередь, упругих констант, которые обеспечат индивидуальную биомеханическую подгонку имплантатов к тканям. Цель работы: разработать количественный метод оценки механического поведения TiNi металлотрикотажа и мягких биологических тканей на основе калибровки экспериментальных и расчетных кривых, который позволит определить и сравнить значения материальных констант для оценки их биомеханического подобия.

**Материалы и методы исследования.** Для исследования были взяты образцы металлотрикотажа, связанного из проволоки толщиной 40 мкм и 60 мкм, и мягких биологических тканей (кожа, сухожилие и мышцы) длиной 50 мм. Металлотрикотаж в виде трубы шириной 50 петель, деформировали прокаткой в двойную ленту и отжигали для снятия напряжений наклепа при температуре 500 С. Диаграммы циклического одноосного растяжения получали при помощи программно управляемого электромеханического комплекса для механобиологии. В программном приложении MCalibration выполняли аппроксимацию полученных экспериментальных моделей. Была выбрана расчетная модель Бергстрёма-Бойса с учетом эффекта Маллинза, как наиболее подходящая. В качестве входных данных использовали результаты циклического одноосного растяжения образцов.

**Результаты и обсуждения.** В интервале физиологической нагрузки до 20 % проведено циклическое одноосное растяжение TiNi металлотрикотажа и мягких биологических тканей. Диаграммы циклического растяжения металлотрикотажа и биологических тканей показали качественно подобный гиперупругий характер деформационного поведения, при этом обнаружен эффект Маллинза. Используя методику аппроксимации полученных экспериментальных кривых циклического растяжения, определены численные значения материальных констант, описывающих гиперупругую среду (Таблица 1). При сравнении упругих материальных констант показано, что для образцов мышц ( $\mu_0=52\pm 3$  МПа,  $\mu_1=138\pm 7$  МПа) наибольшее подобие показал металлотрикотаж, выполненный из TiNi проволоки толщиной 40 мкм ( $\mu_0=49\pm 2.5$  МПа,  $\mu_1=406\pm 20$  МПа), а для образцов кожи ( $\mu_0=321\pm 16$  МПа,  $\mu_1=1046\pm 52$  МПа) – металлотрикотаж из TiNi проволоки толщиной 60 мкм ( $\mu_0=154\pm 7.7$  МПа,  $\mu_1=3080\pm 154$  МПа).

Таблица 1. Сравнительная таблица констант расчетной модели Бергстрёма-Бойса с учетом эффекта Маллинза для деформационных диаграмм циклического растяжения (5 циклов) образцов

Константа		40 мкм	60 мкм	Кожа	Мышца	Сухожилие
$\mu_0$ , МПа	Начальный модуль сдвига для цепи (A)	49±2.5	154±7.7	321±16	52±3	52±3
$N_0$	$(\lambda_A^{lock})^2$ , где $\lambda^{lock}$ - предельное	1±0.05	27±1.35	15±0.75	47±2.4	49±2.5

	растяжение цепи					
$\mu_I$ , МПа	Начальный модуль сдвига для цепи (B)	406±20	3080±154	1046±52	138±7	272168±13608
$N_I$	$(\lambda_B^{lock})^2$	2±0.1	32±2	15±0.75	47±2.35	9±0.5
$\dot{\gamma}_0 / (\tau_{base})^M$ , $c^{-1}(\text{МПа})^{-M}$	Константа материала	0.83	3e-16	2e-07	0.5	-3e-08
$C$	Показатель деформации	-4±0.2	-1±0.05	-0.12	-2±0.1	-2±0.1
$M$	Показатель течения сдвига	14±0.7	8±0.4	19±1	13±0.7	2±0.1
$\xi$	Степень смещения деформации	1 e-05	0.009	0.0008	0.01	2 e-07
$r$	величина эффекта Маллинза	1±0.05	1±0.05	1±0.05	1±0.05	1±0.05
$M$	энергетическая отсылка	4±0.2	5±0.25	19±1	1±0.05	1±0.05
$\beta$	поправочный коэффициент Маллинза	0.0005	0.0006	0.0003	0.3	0.03

**Выводы.** Обнаружено, что металлтрикотаж из сверхэластичной проволоки TiNi при одноосном растяжении проявляет резиноподобное поведение, свойственное гиперупругим материалам. Определена расчетная модель Бергстрёма-Бойса с учетом эффекта Маллинза, имеющая наибольшее реологическое подобие с экспериментальной диаграммой напряжение-деформация для TiNi металлтрикотажа и мягких биологических тканей. Определены численные значения материальных констант гиперупругой среды на основе аппроксимации и достаточной сходимости экспериментальных и расчетных деформационных кривых. Установлено, что для образцов мышц наибольшее подобие показал металлтрикотаж, выполненный из TiNi проволоки толщиной 40 мкм, а для образцов кожи – металлтрикотаж из TiNi проволоки толщиной 60 мкм.

*Работа поддержана Правительством Российской Федерации (предложение № 2020-220-08-6662 по поддержке научно-исследовательских проектов, реализуемых под руководством ведущих ученых в российских учреждениях и российских вузах).*

1. Maccabi A., Shin A., Namiri N., Bajawa N. et. al. Quantitative characterization of viscoelastic behavior in tissue-mimicking phantoms and ex vivo animal tissues // PLoS ONE. 2018. Vol.13. Is.1. DOI.org/10.1371/journal.pone.0191919.
2. Lattore M., Romero X., Montans F. The relevance of transverse deformation effects in modeling soft biological tissues // International Journal of Solids and Structures. 2016. Vol. 99, P. 57–70. DOI.org/10.1016/j.ijsolstr.2016.08.006.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МОДЕЛИРОВАНИЕМ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

<sup>1</sup>Гостевская А.Н., <sup>1,2</sup>Маркидонов А.В., <sup>1</sup>Громов В.Е., <sup>3</sup>Старостенков М.Д.

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

<sup>2</sup>*Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, Новокузнецк*

<sup>3</sup>*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*

Быстрые процессы в металлах в настоящее время успешно изучаются методами компьютерного моделирования. Короткоимпульсная лазерная абляция металлических мишеней лежит в основе многих практических приложений, начиная от высокоточной резки и сверления и заканчивая наноструктурированием поверхности и созданием наночастиц с узким распределением по размерам и хорошо контролируемым составом [1, 2]. Оптимизации параметров лазерной обработки в современных приложениях и появлению новых методов, основанных на лазерной абляции, способствовали вычислительные усилия, направленные на понимание неравновесных процессов, запускаемых быстрым высвобождением лазерной энергии и ответственных за выброс материала [3, 4]. На сегодняшний день механизмы непрерывного нагрева кристаллических решеток и атомов являются актуальной проблемой, в которой проводятся исследования.

Облучение материала высокомоощными лазерными импульсами может приводить к отрыву вещества от поверхности (абляция), что находит свое применение в различных областях.

В рамках исследования при помощи молекулярно-динамического моделирования изучались структурные изменения металлов под действием высоких температур.

Модель создавалась следующим образом. В прямоугольной системе координат размер вычислительной единицы находится в трех ортогональных кристаллографических направлениях, совпадающих с осью. Далее формируется базовая ячейка, формируется массив частиц, соответствующий ОЦК-решетке, и его трансляция заполняет весь заданный объем. Кроме того, этот процесс включает сложные взаимодействия между различными фазами. В этом исследовании применялось моделирование, чтобы наблюдать переходные явления, связанные с лазерной абляцией [6, 7]. Исследование проводилось при помощи молекулярно-динамического моделирования. В проведенном исследовании изучались изменения структуры на атомарном уровне, происходящие в металле при воздействии высоких температур с помощью молекулярно-динамического моделирования. Расчетная ячейка представлена в виде параллелепипеда прямоугольной формы со сторонами  $15a_0 \times 100a_0 \times 10a_0$ , где  $a_0$  – равновесный параметр решетки. Всего моделируемых частиц было 30000 ед. Расчетная ячейка при компьютерном моделировании разделялась на 10 слоев вдоль оси Y, где для каждого слоя задавалась определенная температура, которая снижалась при удалении от поверхности.

Для вычисления температуры использовались следующие параметры, приведенные в таблице 1.

Таблица 1. Физические параметры, для расчета температуры

A	q, $\frac{\text{МВт}}{\text{см}^2}$	λ, $\frac{\text{Вт}}{\text{м} \cdot \text{К}}$	a, $\frac{\text{м}^2}{\text{с}}$	τ, с
0.68	3.5...6.5	80	$2.621 \cdot 10^{-5}$	$10 \cdot 10^{-12}$

где A – поглощательная способность; q – плотность энергии; λ – теплопроводность; a – температуропроводность, τ – длительность воздействия.

Процесс моделирования производится в 2 этапа. На первом этапе расчетная ячейка нагревалась неравномерно в течение времени моделирования 10 пс. Далее идет второй этап, где рассчитанная температура неравномерно охлаждается при 20 пс. Локальная температура

ячейки, рассчитанная в процессе нагрева, начинает превышать температуру плавления, происходит фазовый переход, образующий границу между твердой и жидкой фазами в ячейке, смещая температуру в сторону более низкой температуры. Дальнейшее увеличение температуры, приводит к отделению атомов от поверхности вычислительного блока, образуя облако испаренных частиц.

Алгоритм, основанный на методе  $\alpha$ -формы Эдельсбруннера и Мюкке [8], использовался для выявления пустот и оценки площади их поверхности. Этот метод использует тетраэдрализации Делоне ряда геометрических точек. Определение пустот в объеме металла происходит за счет подсчета радиуса виртуальной сферы. Радиус такой сферы должен быть не меньше половины расстояния между самыми короткими атомами, иначе в расчет включаются «искусственные» пустоты. В данной работе радиус виртуальной сферы равен значению постоянной решетки.

Было обнаружено, что в поверхностном слое после прекращения внешнего воздействия свободный объем локализуется в виде группы пор, которые растворяются в процессе усадки. Стабилизировать данные поры можно путем увеличения скорости охлаждения расчетной ячейки или же путем создания деформации растяжения. При моделировании разнообразных плотностей поглощенной лазерной энергии путем изменения параметра  $q$  в слоях вблизи поверхности расчетной ячейки наблюдаются различные структурные изменения.

При исследовании при помощи метода молекулярной динамики была построена модель для изучения влияния процесса лазерной абляции на образование пор. Одним из способов стабилизации полученных пор является повышением скорости охлаждения кристаллической ячейки.

*Работа выполнена в рамках государственного задания: 0809-2021-0013.*

1. Shih C.Y. Atomistic modeling of nanoparticle generation in short pulse laser ablation of thin metal films in water / C.Y. Shih, C. Wu, M.V. Shugaev, L.V. Zhigilei // Journal of Colloid and Interface Science. 2017. Vol. 489. P. 3–17.
2. Kubecek V. 4-W and 23-ps pulses from a lamp-pumped Nd:YAG laser passively mode-locked by polarization switching in a KTP crystal / V. Kubecek, V. Couderc, B. Bourliaguet, F. Louradour, A. Barthelemy // Applied Physics B. 1999. Vol. 69. P. 99–102.
3. Гостевская, А. Н. Молекулярно-динамическое моделирование лазерной абляции / А. Н. Гостевская // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 12–14 мая 2021 года. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2021. С. 14–18.
4. Mendeleev M.I., Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron / M.I. Mendeleev [et al.] // Philosophical Magazine. 2003. Vol. 83, No. 35. P. 3977–3994.
5. Гостевская А. Н. Молекулярно-динамическое моделирование лазерной абляции / А. Н. Гостевская, А. В. Маркидонов, В. В. Коваленко // Перспективные материалы и технологии : материалы международного симпозиума, Минск, 2021 г. - Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации», 2021. С. 21–22.
6. Cheng C. Molecular dynamics simulation of ultrafast laser ablation of fused silica / C. Cheng, A.Q. Wu, X. Xu // Journal of Physics: Conference Series. 2007. Vol. 59. P. 100–104.
7. Povarnitsyn M.E. Simulation of multi-pulse laser ablation for laser-induced breakdown spectroscopy applications / M.E. Povarnitsyn, P.R. Levashov // Applied Physics A. 2019. Vol. 125.
8. Маркидонов, А. В. О возможности гомогенного зарождения поры в зернограничной области под воздействием ударных послекаскадных волн / А. В. Маркидонов, М. Д. Старостенков // Вопросы атомной науки и техники. Серия : Математическое моделирование физических процессов. 2016. № 3. С. 37–46.

**МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ  $Ti_xAl_{1-x}N$** 

Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Шугуров А.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Покрyтия на керамической основе, обладающие одновременным сочетанием таких свойств, как высокая твердость, стойкость к окислению и термическая стабильность, находят все более широкое применение во многих отраслях современной промышленности для повышения износостойкости и защиты от коррозии различных деталей и механизмов. Однако высокая твердость керамических покрyтий часто сопровождается их низкой трещиностойкостью. Для разработки способов повышения трещиностойкости керамических покрyтий необходимы детальные исследования механизмов, лежащих в основе зарождения трещин, и закономерностей их распространения в системе покрyтие-подложка. Широкие возможности для исследования деформации и разрушения многокомпонентных систем открывает использование методов компьютерного моделирования.

Ранее в работе [1] с помощью компьютерного моделирования нами были исследованы закономерности разрушения покрyтий системы Ti-Al-N на титановой подложке в условиях одноосного растяжения. Исследования были проведены с использованием метода молекулярной динамики, реализованного в программном пакете LAMMPS. В ходе моделирования было выявлено влияние неоднородного распределения алюминия в покрyтиях на характер зарождения и распространения в них трещин на атомном уровне. Показано, что трещины в покрyтии системы Ti-Al-N распространяются преимущественно в областях с низким содержанием Al (рис. 1а), и наоборот, области, обогащенные Al, препятствуют распространению трещины, приводя, тем самым, к упрочнению покрyтия (рис. 1б).

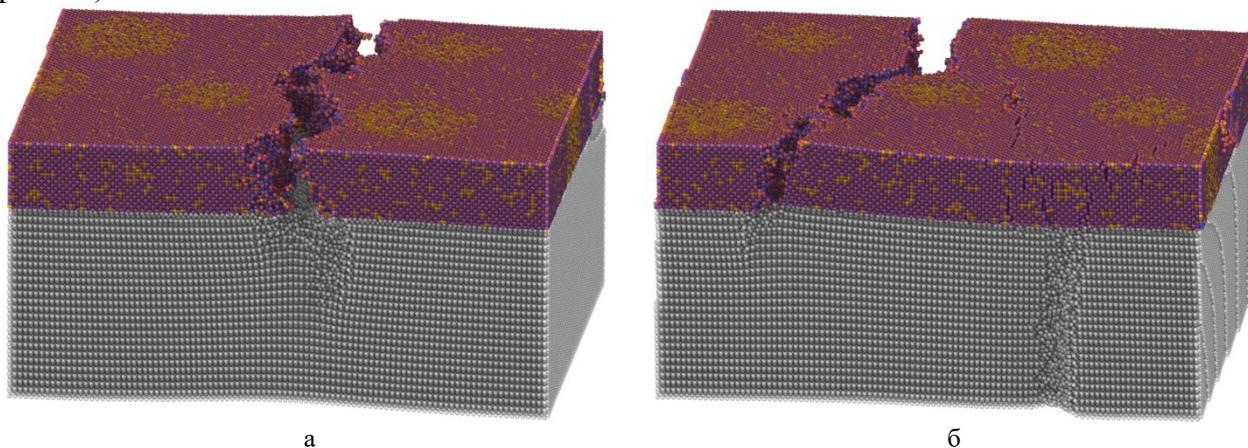


Рис. 1. Структура кристаллитов Ti с покрyтием TiAlN в момент формирования трещины. Траектория трещины вне областей, обогащенных Al (а) и трещина на своем пути встречает такую область (б)

Целью настоящей работы являлось установление причин выявленного ранее характера развития трещины в покрyтии системы Ti-Al-N в условиях одноосного растяжения. Для этого в работе исследовались прочностные свойства покрyтий Ti-Al-N при варьировании в них процентного содержания металлических составляющих. Показано, что с ростом концентрации алюминия в трехкомпонентном соединении  $Ti_xAl_{1-x}N$  прочность такого покрyтия возрастает. Полученный результат может быть использован для повышения трещиностойкости керамических покрyтий.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-19-00441.*

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-171

## МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ОБЪЯСНЕНИЯ ИХ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

<sup>1</sup>Дроздова А.К., <sup>2</sup>Квеглис Л.И., <sup>1</sup>Нявро А.В., <sup>1</sup>Олехнович А.И., <sup>1</sup>Черепанов В.Н.,  
<sup>2</sup>Носков Ф.М., <sup>3</sup>Сапрыкин Д.Н., <sup>3</sup>Бектасова Г.С.

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

<sup>2</sup>*Сибирский Федеральный университет, Красноярск*

<sup>3</sup>*Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск*

Хорошо известно, что наноструктурные фрагменты материалов имеют физические характеристики, которые сильно отличаются от таковых для объёмных объектов. В частности, намагниченность нанокластеров железа сильно зависит от размера наночастиц [1] и примерно в полтора раза превышает намагниченность кристаллического железа. При числе атомов в нанокластерах порядка 50-150 средний магнитный момент частиц нанокластера достигает величины  $\sim 3,2$   $\mu_B$ , в то время как для кристаллического железа средний магнитный момент на атом имеет значение порядка  $2,2$   $\mu_B$ .

В связи с этим целью нашей работы является построение модели, которая могла бы адекватно описать наблюдаемую на эксперименте кривую намагниченности нанокластеров железа в зависимости от числа атомов. Расчеты магнитных моментов нанокластеров, содержащих до 133 атомов, проведены на основе построения плотностей электронных состояний атомов железа по координатам этих атомов.

1. Billas I.M.L., Chatelain A., Walt A.H. Magnetism from the Atom to the Bulk in Iron, Cobalt, and Nickel Clusters // Science. 1994. Vol. 265. P. 5179. DOI: 10.1126/science.265.5179.1682.

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-172

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ТРАНСФОРМАЦИОННОГО ПЕРЕХОДА В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ

Евтушенко Е.П., Балохонов Р.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Разработана модель обратимого упругого трансформационного перехода в однородных металлических матрицах металлокерамических композитов. Для программного модуля Abaqus/Explicit написана подпрограмма реализации определяющих соотношений для материалов исследуемых композитов. Фазовая трансформация в матрице контролируется пороговыми значениями температур и напряжений. Исследован модельный объем композита, включающий одиночную керамическую частицу  $W_4C$  в двух различных матрицах  $TiNi$ , находящихся либо в аустенитном либо в мартенситном состояниях при комнатной температуре. При моделировании фазового перехода в никелиде титана использованы наблюдаемые экспериментально зависимости термомеханических свойств от фазового состояния. Рассмотрены два сценария: 1) фазовый переход в никелиде титана из аустенита в мартенсит при охлаждении и последующее упруго-пластическое деформирование и разгрузка мартенсита; 2) охлаждение и последующее деформирование аустенита с фазовым переходом в мартенсит и пластическим деформированием с разгрузкой. Таким образом, исследовано влияние, с одной стороны, охлаждения на процессы фазового перехода, с другой стороны, истории деформирования с фазовым переходом на локализацию деформации и величину остаточных напряжений в композитах с матрицей из никелида титана различного состава.

*Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 18-19-00273, <https://rscf.ru/project/18-19-00273/>.*

## **ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА УСТОЙЧИВОСТИ ОХРАННЫХ ЦЕЛИКОВ ПРИ ОТРАБОТКЕ СМЕЖНЫХ ВЫЕМОЧНЫХ СТОЛБОВ НАКЛОННОГО ПЛАСТА**

<sup>1</sup>Еремин М.О., <sup>1</sup>Перышкин А.Ю., <sup>2</sup>Павлова Л.Д., <sup>2</sup>Фрянов В.Н.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Устойчивость угольных целиков остается одной из важнейших практических задач обеспечения геодинамической безопасности подземных горных работ. Подземные выработки сильно нарушают напряженно-деформированное состояние нетронутого горного массива и вызывают перераспределение напряжений. Концентрация напряжений в окрестностях выработок обуславливает проявление внезапных выбросов пород и угля (горные удары), неустойчивость охранных целиков. Заполнение рабочих сечений вентиляционных или конвейерных штреков, вызванное разрушением целиков, приводит к остановке работы горно-шахтного оборудования, а также к возможным человеческим жертвам. Последнее приводит к ухудшению экономической эффективности шахты и необходимости ликвидации аварийной ситуации. По этой причине разработка научных основ сохранения эксплуатационных свойств защитных целиков является одной из важнейших задач геомеханики.

С развитием вычислительной техники для проведения высокопроизводительных вычислений, различные численные методы заняли значительную часть расчетов устойчивости целиков. Численное моделирование позволяет в явном виде учесть многие факторы, влияющие на поведение массива горных пород. Это сила тяжести, литология, тектонические напряжения, естественные нарушения сплошности, горнотехнические параметры. Когда параметры модели откалиброваны в соответствии с экспериментальными и/или полевыми наблюдениями, результаты численного моделирования могут стать надежной основой для оценки устойчивости охранных целиков.

В данной работе мы применяем конечно-разностный подход континуальной механики накопления повреждений к моделированию эволюции напряженно-деформированного состояния массива горных пород во время отработки смежных выемочных столбов в лавах наклонного пласта. Исходное состояние массива горных пород является результатом действия сил гравитации. Построена структурная модель массива горных пород, содержащего подземную выработку, на основе упрощенной стратиграфии Кондомского месторождения Кузнецкого угольного бассейна. По результатам численного моделирования выполнен анализ устойчивости угольных целиков.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ 21-71-10079.*

**РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ МОДЕЛИ ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА  
ПОЗВОНОЧНИКА**

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время одной из основных причин инвалидизации среди населения являются дегенеративно-дистрофические заболевания позвоночника [1]. Максимальным дегенеративным изменениям подвержен межпозвоночный диск, который требует замены на искусственный элемент (имплант). Межпозвоночный диск имеет сложное строение, обеспечивающее перераспределение нагрузки в позвонках. Межпозвоночные диски выполняют в позвоночнике амортизирующую функцию. Такие демпфирующие свойства межпозвоночного диска препятствуют преждевременному износу позвонков. Поэтому актуальным является разработка численной модели поясничного отдела позвоночника, позволяющей исследовать механическое поведение позвоночника при разных физиологических нагрузках. При численном исследовании механического поведения позвоночника необходимым является проведения работ по верификации и валидации разработанной модели [2]. Одним из важных аспектов моделирования в биомеханике является определение скоростной чувствительности разработанной модели [3].

Целью данной работы является разработка численной модели поясничного отдела позвоночника L4-L5, ее валидация и верификация

Необходимость варьирования в широких пределах характерных скоростей нагружения компьютерного моделирования методом частиц в качестве основного способа проведения исследований. Представителями метода частиц, применяемыми для решения поставленной задачи, являются метод подвижных клеточных автоматов (ПКА) и метод гибридных клеточных автоматов (ГКА, для проведения исследований на более высоких масштабных уровнях с учетом биологических жидкостей). Метод подвижных клеточных автоматов – эффективный дискретный метод моделирования механики гетерогенных материалов на различных масштабах [4].

Геометрическая модель поясничного сегмента позвоночника будет создавать на основе САД моделей (рис. 1), по параметрам которой с помощью системы проектирования FreeCAD будет создана персонализированная твердотельная модель. На основе твердотельных моделей будут построены сеточные модели в формате STL с последующим экспортированием в программный комплекс. Механическое поведение биологических тканей поясничного отдела позвоночника предлагается описывать с помощью пороупругой модели Био на основе метода подвижных клеточных автоматов.

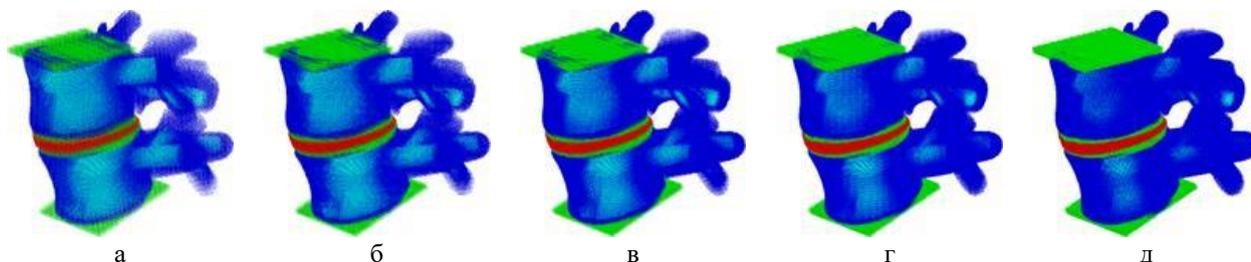


Рис. 1. Внешний вид модельного образца сегмента позвоночника L4-L5, представленный в виде упаковки автоматов с различным количеством элементов (различной дискретизации): 123391 (а), 295679 (б), 509757 (в), 992776 (г), 2356312 (д)

В данной работе под анализом на сходимость трехмерной модели поясничного сегмента позвоночника будем подразумевать исследование жесткости системы при различной дискретизации рассматриваемой области (рис. 2). Количество автоматов в модельном образце варьировалось от 123391 до 2356312 элементов (с диаметров автоматов от  $2e-3$  до  $7.5e-4$  м соответственно). На модельные образцы вдоль вертикального

направления задавалось нагружение с одинаковой скоростью 0.1 м/с (рис. 1). Результаты по сходимости значения жесткости модели поясничного сегмента позвоночника показали, что максимальная разница жесткости между минимальной дискретизации (123391 автомата) и максимальной дискретизацией не превышает 2 % (рис. 3).

В данной работе валидация по параметру жёсткости модели поясничного отдела позвоночника проводилась в соответствии с экспериментальными данными [5]. Варьируемым параметром была скорость нагружения. В рамках рассматриваемой модели нагружение задавалась вдоль оси позвоночника в вертикальном направлении со скоростью 0.1 м/с, 0.2 м/с и 1 м/с. При скорости нагружения 0,1 м/с значение эффективной жесткости сегмента поясничного отдела позвоночника достигает величины  $1835,1 \pm 645,6$  Н/мм. При скорости нагружения 0,2 м/с значение эффективной жесткости повышается до  $2489,5 \pm 474,1$  Н/мм. При высоко динамических нагрузках (соответствующих прыжкам с высоты или падению) при скорости нагружения 1,0 м/с эффективная жесткость системы повышается до  $6551,1 \pm 2017,0$  Н/мм (рис. 4).

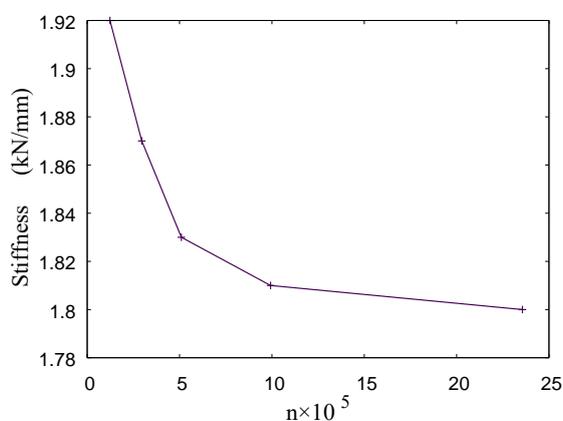


Рис. 2. Зависимость значения жесткости тела позвонка от количества элементов

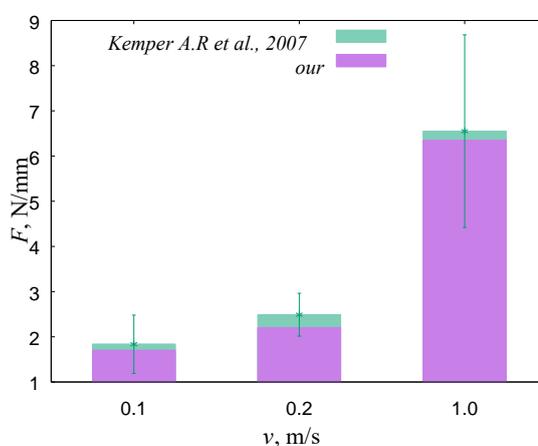


Рис. 3. Гистограмма жесткости системы при одноосном сжатии и скорости нагружения

В результате проведенных исследований была разработана численная трехмерная модель механического поведения секции поясничного отдела L4-L5 позвоночника при динамическом воздействии сопоставимом с физиологическими нагрузками с механическими характеристиками биотканей соответствующих тканям без дегенеративно-дистрофических изменений. Проведенные исследования по валидации, верификации и анализа скоростной чувствительности модели сегмента позвоночника по параметру «жесткость системы» показали, что разработанная модель хорошо согласуется с экспериментальными данными, представленными в литературе.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 21-79-00296.*

1. Salzmann S.N., Plais N., Shue J., Girardi F.P. Lumbar disc replacement surgery-successes and obstacles to widespread adoption // *Curr. Rev. Musculoskelet. Med.* 2017. V.10(2). P.153–159.
2. Mengoni M. Biomechanical modelling of the facet joints: a review of methods and validation processes in finite element analysis // *Biomech. Model Mechanobiol.* 2021. V. 20(2). P. 389–401.
3. Bezci S.E., Nandy A., O'Connell G. D. Effect of hydration on healthy intervertebral disk mechanical stiffness // *J. Biomech. Eng.* 2015. V. 137(10). P. 101007.
4. Shilko E.V., Dimaki A.V., Smolin A. Yu., Psakhie S.G. The determining influence of the competition between pore volume change and fluid filtration on the strength of permeable brittle solids // *Proc. Struct. Integ.* 2018. V. 13. P. 1508–1513.
5. Kemper A.R., McNally C., Duma S.M. The influence of strain rate on the compressive stiffness properties of human lumbar intervertebral discs // *Biomed. Sci. Instrum.* 2007. V. 43. P. 176–181.

## РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ МОДЕЛИ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Тазобедренный сустав является основным опорным суставом и несет значительную нагрузку при ходьбе, беге, переносе тяжестей. При лечении остеопорозных и остеоартритных заболеваний применяют ударно-волновую терапию. Несмотря на имеющиеся результаты, многие важные проблемы ударно-волновой терапии остаются недостаточно изученными из-за ограниченности экспериментальных исследований локальных изменений в тканях вследствие акустической (механической) нагрузки различной интенсивности. Использование вычислительных (*in-silico*) методов может существенно помочь в выяснении механических основ регенерации костной и хрящевой ткани в условиях низкоэнергетического воздействия. При численном исследовании механического поведения элементов опорно-двигательного аппарата необходимым является проведения работ по верификации и валидации разработанной модели. Одним из важных аспектов моделирования в биомеханике является определение скоростной чувствительности разработанной модели [1].

Целью данной работы является разработка численной модели бедренного сустава при механическом нагружении, ее верификация и валидация.

В качестве метода моделирования был выбран метод подвижных клеточных автоматов [2]. Для описания механического поведения биологической ткани с учетом биологической жидкости применялась модель поро-упруго-хрупкой среды, реализованной в методе ПКА.

Была построена численная модель бедренного сустава. В качестве геометрии бедренной кости были взяты САД модель [3]. На основе твердотельных моделей бедренной кости была построена сеточная модель в формате STL, которые затем импортировались в МСА-препроцессор (рис. 1).

Результаты по сходимости значения жесткости элементов бедренного сустава показали, что максимальная разница жесткости между минимальной дискретизацией и максимальной дискретизацией не превышает 15% (рис. 2). В случае анализа сходимости тела, что разница значений жесткости модельного образца с количеством автоматов 387209 и 534287 составляет менее 5%.

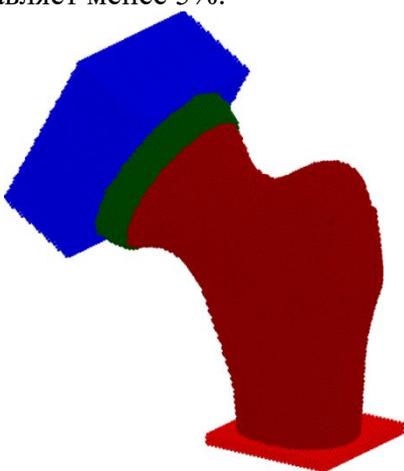


Рис. 1. Модель бедренного сустава, представленная в виде упаковки автоматов

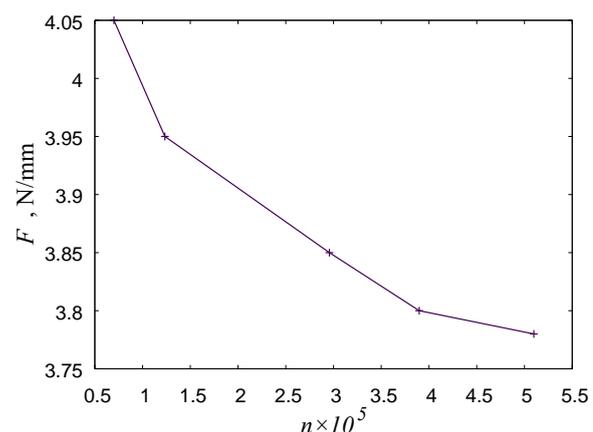


Рис. 2. Результаты верификации модели: зависимость жёсткости бедренного сустава от количества автоматов

Валидация модели проксимального отдела бедренной кости происходила путем сравнения значений жёсткости и критической силы разрушения с литературными данными. Глобальная жёсткость проксимального отдела бедренного сустава в зависимости от типа системы находится в диапазоне от 3 кН до 4 кН (рис. 3), что соответствует данным, приведенным в литературе [4–5].

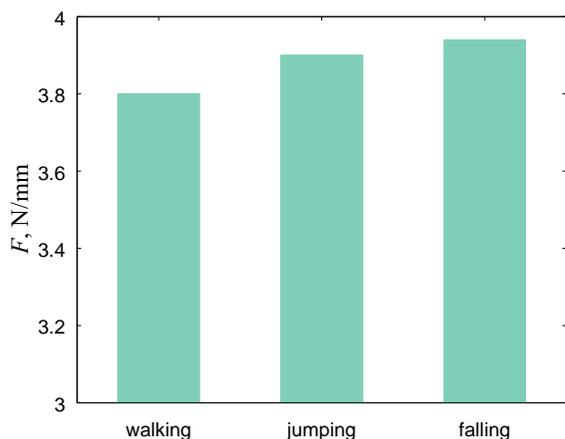


Рис. 3. Эффективная жесткость бедренного сустава при различных видах нагружения

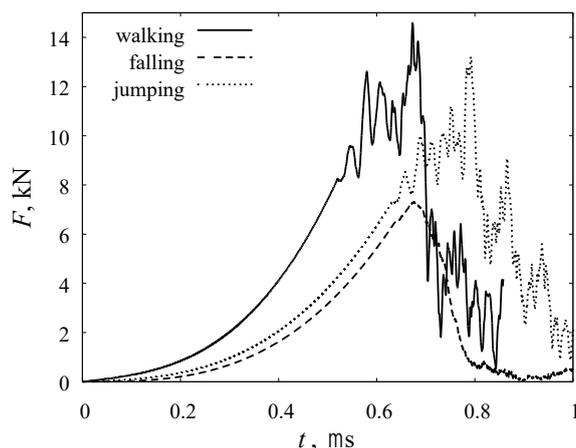


Рис. 4. Зависимость силы от времени при различных типах нагружения

Критическая сила образования перелома при имитации падения варьируется 6–8 кН и от 7–10 кН для нагружения в области головки бедра, имитирующие ходьбу и прыжок в зависимости от типа костных тканей (рис. 4). Полученные характеристики соответствуют литературным данным о критических силах характерных для разрушения [6–7].

Биологические ткани являются высокочувствительными материалами к скорости нагружения. В данной работе был проведен анализ скоростной чувствительности по параметру эффективной жёсткости системы. Полученные данные свидетельствуют о том, что увеличение скорости в 8 раз приводит к увеличению жесткости на 20%.

Таблица 1. Зависимость эффективной жесткости бедренного сустава при различной скорости нагружения

Скорость нагружения	Жесткость (кН/мм)
4	3.9
2	3.7
1	3.5
0.25	3.3

По результатам работы установлено, что разработанная модель бедренного сустава (проксимальная часть) на основе метода ПКА может быть успешно использована для прогнозирования механического поведения бедренного сустава при динамическом внешнем воздействии.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00818.*

1. Anderson A.E., Ellis B. J., Weiss J.A. Verification, validation and sensitivity studies in computational biomechanics // *Comp. Meth. Biomech. & Biomed. Eng.* 2007. V. 10(3). P. 171–184.
2. Eremina G.M., Smolin A.Yu. Risk assessment of resurfacing implant loosening and femur fracture under low-energy impacts taking into account degenerative changes in bone tissues. Computer simulation // *Comp. Meth. Progr. Biomed.* 2021. V. 200. P. 105929.
3. Cheung G., Zalzal P., Bhandari M., Spelt J.K., Papini M. Finite element analysis of a femoral retrograde intramedullary nail subject to gait loading // *Med. Eng. Phys.* 2004. V. 26(2). P. 93–108.
4. Helgason B., Gilchrist S., Ariza O. The influence of the modulus-density relationship and the material mapping method on the simulated mechanical response of the proximal femur in side-ways fall loading configuration // *Med. Eng. Phys.* 2016. V. 38. P. 679–689.
5. Dall'Ara E., Luisier B., Schmidt R., Kainberger F., Zysset P., Pahr D. A nonlinear QCT-based finite element model validation study for the human femur tested in two configurations in vitro // *Bone.* 2013. V. 52. P. 27–38.
6. Cody D.D., Gross Gary J., Hou J.F., Spencer H.J., Goldstein S.A., Fyhrie P.D., 1999. Femoral strength is better predicted by finite element models than QCT and DXA // *J Biomech.* 1999. V.32. P. 1013–1020.
7. Luisier B., Dall'Ara E., Pahr D.H. Orthotropic HR-pQCT-based FE models improve strength predictions for stance but not for side-way fall loading compared to isotropic QCT-based FE models of human femurs // *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 2014. V. 32. P. 287–299.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО  
СОСТОЯНИЯ ХРУПКОГО ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ  
МНОГООСЕВОГО НАГРУЖЕНИЯ**

Заболотский А.В., Хадыев В.Т., Турчин М.Ю., Мигашкин А.О.

*ООО «Группа «Магнезит, Сатка»*

К хрупким пористым материалам относятся керамические конструкционные материалы, широко применяемые в строительстве и промышленности. Данный класс материалов включает в себя строительные материалы (кирпичи, бетон) и материалы для специального применения, например, огнеупоры, применяемые в качестве ограждения высокотемпературных сред в металлургии, стекольной и цементной промышленности и других отраслях.

Согласно действующим российским стандартам аттестация прочностных характеристик таких материалов осуществляется путем разрушения их образцов под действием одноосевой сжимающей или изгибающей нагрузки, что является достаточным для сравнения разных материалов и вывода об их соответствии стандартным условиям применения. Однако, фактически конструкционные материалы практически никогда не эксплуатируются в условиях нагружения, аналогичных условиям прочностных испытаний. Например, огнеупоры в футеровке оборудования вследствие собственного теплового расширения и весового воздействия соседних элементов конструкций находятся в стесненных условиях [1] и испытывают, как минимум, двухосевую нагрузку (при предварительном нагреве) и всестороннее неравномерное сжатие при термообработке рабочего тела.

С учетом того, что описываемые материалы являются гетерофазными, содержащими структурные дефекты мезоскопического размера и состоящими из матрицы, зерен заполнителя и пустот (пор и микротрещин), их разрушение носит, как правило, усталостный характер и начинается с возникновения трещин на дефектах элементов структуры. Поры (микротрещины) и зерна заполнителя выступают как концентраторы напряжений, что приводит к локальному превышению предела прочности матрицы вблизи этих структур и формированию зародышевых трещин. Кроме того, на границах матрицы и зерен заполнителя могут наблюдаться локальные флуктуации свойств материала, вызванные как термическими эффектами, вследствие различия в коэффициентах температурного расширения фаз, так и особенностями взаимной адгезии зерен и матрицы [2]. В дальнейшем, под действием механических и термомеханических нагрузок, микротрещины образуют сеть дефектов, распределенную между зернами заполнителя, которая при достижении критического уровня механических напряжений может приводить к появлению и внезапному росту катастрофической трещины [3].

Существующая в реальности схема нагружения материалов в процессе эксплуатации требует своего учета при выполнении прочностных расчетов конструкций как для определения влияния многоосности нагрузок на результирующее напряженно-деформированное состояние конструкции, так и изменения не только числового значения напряжений на концентраторах при многоосной нагрузке, но и самой картины распределения локальных максимумов и минимумов напряжений (по сравнению с одноосевым нагружением). Расчетным путем установлено, что общий вид поля напряжений и численные значения параметров напряженно-деформированного состояния материала различны при изменении количества осей приложения нагрузки. Практическая значимость данного фактора была выявлена авторами, например, при выполнении расчетов для обоснования режимов сушки огнеупорных бетонов [4]: в этом случае, при отсутствии учета стесненных условий термообработки изделия, расчет приводил к кратному превышению требуемого времени экспозиции и значительному занижению допустимой скорости разогрева изделия по сравнению с безопасными режимами, разработанными на основании экспериментальных

данных.

Ввиду того, что эксплуатация огнеупорных материалов происходит в условиях, при которых невозможны непосредственное наблюдение и измерения параметров службы, актуально применение математического моделирования разрушения материалов, особенно на мезоскопическом уровне структуры материалов (затрагивающем связующую матрицу, зерна заполнителя и микродефекты текстуры). В частности, Группа Магнезит в настоящее время разрабатывает математическую модель, позволяющую связать результаты лабораторной аттестации огнеупорных материалов с локальными разрушающими нагрузками, возникающими в службе, в том числе при реализации широко распространенных стесненных условий и под действием термических и других многоосных нагрузок. Разрабатываемая модель позволит повысить эффективность анализа устойчивости конструкций на стадии проектирования футеровок и снизить количество термомеханических повреждений огнеупорных изделий на начальных этапах эксплуатации различных термических агрегатов.

1. Астафуров С.В., Шилько Е.В., Псахье С.Г. Влияние стесненных условий на характер деформирования и разрушения блочных сред при сдвиговом нагружении // Физическая мезомеханика. 2009. Т. 12. № 6. С. 23–32.
2. Grigoriev A.S., Zabolotskiy A.V., Shilko E.V., Dmitriev A.I., Andreev K.P. Analysis of the quasi-static and dynamic fracture of the silica refractory using the mesoscale discrete element modeling // Materials. 2021. V. 14. P. 7376.
3. Заболотский А.В., Борзов А.Н., Хадыев В.Т., Андреев К.П. Цифровизация промышленных тепловых процессов и агрегатов // Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2021. Т. 77. № 1. С. 209–214.
4. Заболотский А.В., Аксельрод Л.М., Марченко Д.А. Моделирование процесса перемещения влаги в огнеупорном бетоне при сушке с помощью перколяционных структур // Новые огнеупоры. 2018. № 8. С. 28–35.

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ

<sup>1,2</sup>Землянов А.В., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе численно исследуются процессы деформирования и разрушения материала из алюминиевого сплава 6061Т6 с двухслойными металлокерамическими композитными покрытиями с частицами В<sub>4</sub>С и TiC. Динамические задачи решаются в двумерной постановке с помощью конечно-элементного пакета Abaqus/Explicit. На основе экспериментально наблюдаемой структуры материала с покрытием (рис. 1а, [1]) создана модельная структура материала с двухслойным композитным покрытием (рис. 1б). Для учета разрушения керамических частиц используется критерий разрушения типа Губера с учетом локального напряженного состояния: объемное растяжение или объемное сжатие. Физико-механические характеристики алюминиевого сплава 6061Т6 и карбидных частиц, используемые в расчетах, представлены в таблице 1. Изучено влияние взаимного расположения композитных слоев с частицами В<sub>4</sub>С либо TiC на прочность материала с двухслойным покрытием.

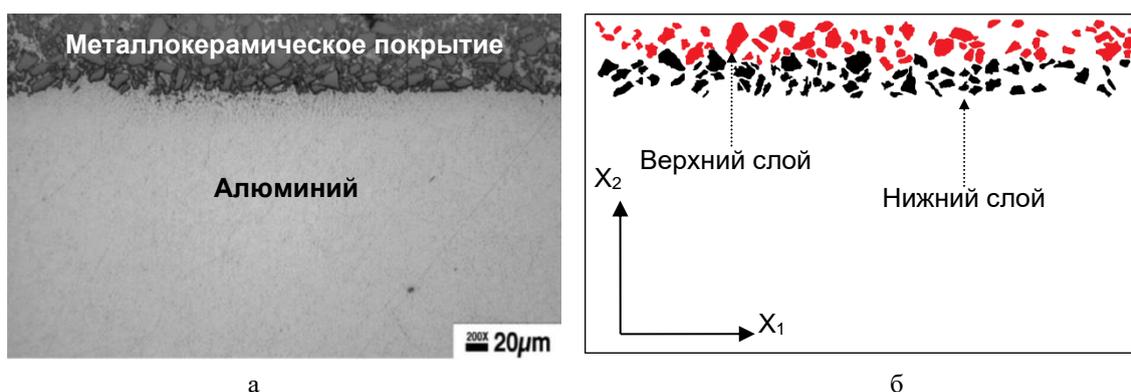


Рис. 1. Экспериментальная структура материала с покрытием (а) модельная структура материала с двухслойным покрытием (б)

Проведены расчеты деформирования и разрушения материалов с покрытиями, как без учета, так и с учетом остаточных напряжений, возникающих при охлаждении образцов после спекания за счет разницы коэффициентов термического расширения. В расчетах с учетом остаточных напряжений используются соотношения Дюамеля-Неймана: при охлаждении температура всей области материала с двухслойным покрытием уменьшается линейно от температуры рекристаллизации алюминия около 350 °С до 23 °С.

Таблица 1. Физико-механические характеристики алюминиевой матрицы и карбидных частиц

Material	$\rho$ , g/cm <sup>3</sup>	K, GPa	$\mu$	$\sigma_s$ , MPa	$\sigma_{0,2}$ , MPa	$\varepsilon_{T_r}^p$ , %	$C_{ten}$ , GPa	$C_{com}$ , GPa	$\alpha$ , 10 <sup>-6</sup> °C <sup>-1</sup>
Al6061T6	2.7	66	26	332	234	9.5	-	-	22
В <sub>4</sub> С	2.6	235	197	-	-	-	0.5	5	4.5
TiC	4.9	234	185	-	-	-	0.25	3	9.5

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-19-00273, <https://rscf.ru/project/18-19-00273/>.

1. Kadolkar P.B., Watkins T.R., De Hosson J.Th.M., Kooi B.J., Dahotre N.B. State of residual stress in laser-deposited ceramic composite coatings on aluminum alloys // Acta Materialia. 2007. Vol. 55. P. 1203–1214.

## ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В $ZrO_2$ В УСЛОВИЯХ ДИАМЕТРАЛЬНОГО СЖАТИЯ

Зими́на В.А., Смолин И.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Керамика на основе диоксида циркония ( $ZrO_2$ ) широко применяется в различных приложениях. Вопросы обеспечения прочности такой керамики, полученной разными методами, имеющей разную пористость и при разных условиях нагружения являются важными для практического применения. Метод диаметрального сжатия, также как и другие методы измерения механических характеристик, используется для изучения развития процессов деформирования и разрушения материалов. В работе выполнен численный анализ эволюции неоднородных распределений деформаций, зарождения и развития разрушения керамики из  $ZrO_2$  в условиях диаметрального сжатия.

Неоднородность деформаций обусловлена разными факторами: самоорганизацией нелинейного деформационного процесса на этапе неупругого деформирования, что может быть вызвано, в том числе, фазовым превращением в  $ZrO_2$ , а также неоднородностью распределения прочностных и/или упругих свойств в образцах. Для выяснения влияния упомянутых выше факторов на появление и характер неоднородности деформированного состояния в условиях диаметрального сжатия и особенностей разрушения дисковых образцов керамики  $ZrO_2$  были проведены численные исследования с применением различных моделей поведения материалов: самоорганизация неупругой деформации за счет внутреннего трения и дилатансии (модель 1), случайный разброс прочности по расчетным ячейкам (модель 2) и неоднородное задание упругих характеристик в соответствии со сгенерированным гауссовым случайным полем (модель 3). Численное моделирование выполнено в двумерной постановке с использованием метода конечных разностей.

В результате моделирования были проанализированы распределения неупругих деформаций, возникающих в средней части образца при деформировании (рис. 1).

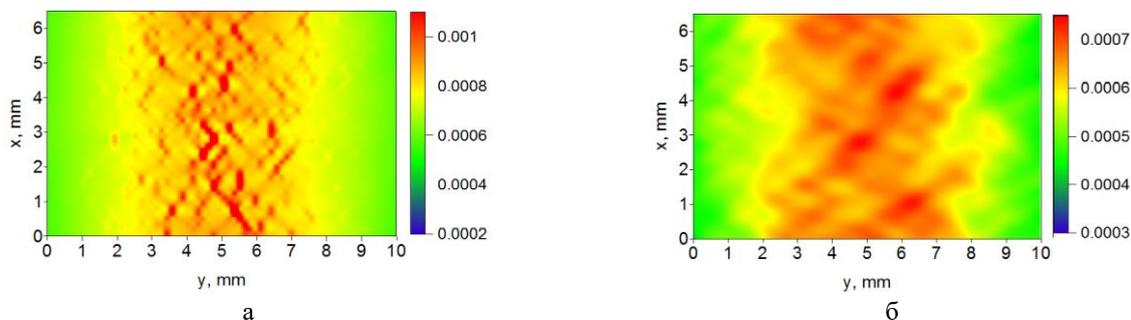


Рис. 1. Распределения деформаций в центральной части образца керамики  $ZrO_2$ : модель 1 (а) и модель 3 (б)

Показано, что рассмотренные модели позволяют получать разные виды неоднородного распределения деформаций при диаметральном сжатии. Учет внутреннего трения и дилатансии позволил описать трещины, имеющие форму восьмерки, что соответствует тройному расколу и согласуется с экспериментальными данными, представленными в [1]. Случайный разброс прочности и упругих свойств с помощью датчиков псевдослучайных чисел и гауссовых случайных полей позволил регулировать размер областей неоднородностей в распределениях деформаций.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Кульков С.Н., Смолин И.Ю., Микушина В.А., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Горбатенко В.В. Исследование локализации деформации в хрупких материалах при их испытаниях методом «бразильского теста» // Известия вузов. Физика. 2020. Т. 63, № 6. С. 70–76. DOI: 10.17223/00213411/63/6/70.

**МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И ПЕРЕСТРОЙКИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В МНОГОФАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С ГРАДИЕНТНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

Зольников К.П., Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Ахметов А.Ж.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проведено молекулярно-динамическое изучение особенностей деформационного поведения образца FeNi с градиентной зеренной структурой при одноосном растяжении. Атомы Ni были равномерно распределены по образцу, и их концентрация составляла 5 или 8 ат.%. Зерна с ГЦК решеткой содержали прослойки в форме ламелей с ОЦК структурой. Объемная доля ОЦК прослоек в моделируемых образцах варьировалась от 10 до 70 %. Каждая прослойка строилась расщеплением зерен двумя параллельными плоскостями, между которыми задавалась ОЦК структура. Между ОЦК и ГЦК фазами выдерживалось ориентационное соотношение Нишиямы-Вассермана. Зеренная структура была построена на основе разбиения пространства на многогранники методом Вороного-Лагерра. Все зерна в образце имели одно общее кристаллографическое направление [123], совпадающее с осью текстуры образца. Ориентация зерен задавалась вращением вокруг этой оси на случайный угол. Градиентная зеренная структура образцов формировалась заданием пяти слоев в направлении свободных поверхностей. В каждом слое зерна имели примерно одинаковый размер: малые (10 нм), средние (15 нм), крупные (30 нм), средние и малые. Нагружение образцов проводилось одноосным равномерным растяжением вдоль направления оси текстуры со скоростью 5 м/с посредством последовательного масштабирования соответствующей координаты для всех атомов и линейного размера образца. Во всех расчетах термостатом поддерживалась температура 300 К. В процессе релаксации и механического нагружения баростатом поддерживалось нулевое напряжение вдоль оси периодичности, направленной по нормали к растяжению.

Результаты моделирования показали, что одноосное растяжение образцов ведет к структурному фазовому переходу ОЦК решетки ламелей в ГЦК решетку. Обнаружено несколько сценариев зарождения и развития структурных фазовых переходов в ламелях больших зерен. Наиболее часто они возникают в областях контакта ламелей с границами зерен. Значительно реже фазовые переходы могут инициироваться в области межфазной границы в результате ее взаимодействия с дефектами, зародившимися в ГЦК зерне. Чаще реализуется сценарий, когда от одного края ламели к другому распространяется расширяющаяся полоса, на фронте которой ОЦК решетка трансформируется в ГЦК. Генерация и распространение нескольких полос фазового перехода может приводить к фрагментации части зерна, занимаемой ламелями. Область ламели трансформируется в нефрагментированное субзерно в результате распространения одного фронта фазовой трансформации.

В слое со средним размером зерен фазовые переходы начинаются в области границ зерен и распространяются в теле ламели в виде одной или двух полос. Во всех случаях ориентации ГЦК решетки в полосах в теле одной ламели были одинаковыми, поэтому область ламели не фрагментировалась. Плотность дефектов в области ламели после трансформации была низкой из-за близости границ зерен, которые являлись эффективными стоками для дефектов.

В зернах малого размера фазовые переходы реализуются в результате распространения одной полосы, которая может зародиться как на границе зерен, так и в окрестности свободной поверхности. Фазовые переходы в зернах малого размера протекают на различных интервалах деформации: в одних малых зернах они могут уже полностью закончиться, тогда как в других зернах трансформирование решетки начнется при более высокой деформации.

На фронте фазового ОЦК-ГЦК перехода атомный объем скачкообразно возрастает. Анализ динамики атомных смещений на фронте распространения фазового перехода показал, что между исходной ОЦК и сформированной ГЦК структурами выполняется ориентационное соотношение Курдюмова-Закса.

Выявлен атомный механизм генерации дефектов упаковки в образце в процессе деформирования. Он заключается в согласованных коллективных смещениях атомов в трех соседних ОЦК плоскостях  $\{110\}$  на фронте перехода. Наибольшие смещения атомов происходят в ОЦК направлении  $\langle 110 \rangle$ , при этом атомы в центральной плоскости смещаются как целое на существенно большее расстояние относительно атомов в соседних плоскостях.

Показано, что фазовые переходы оказывают существенное влияние на протекание зернограничных процессов в двухфазных образцах с ОЦК ламелями. Зарождение и рост полос с ГЦК и ГПУ решетками приводит к миграции участка границы зерен в области контакта с ламелью. Этот механизм миграции границ зерен вносит существенный вклад в деформационное поведение образца в слоях с крупным и средним размерами зерен.

Начальная доля ОЦК фазы и ее распределение по слоям с разным размером зерен оказывают значительное влияние на деформационное поведение образцов. Установлено, что максимальными напряжениями текучести обладают образцы, в которых отсутствовали ламели в слоях с малыми размерами зерен. Такое поведение может быть обусловлено фрагментацией больших зерен по окончании нагружения и ее отсутствием в слоях с зернами меньших размеров.

Полученные результаты показывают, что прочность материала с градиентной зеренной структурой можно целенаправленно повышать посредством соответствующего изменения доли и особенностей распределения ламелей с ОЦК фазой в слоях с различным размером зерен.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10406).*

## СИНТЕЗ КОМПОЗИТА С УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ И СОПУТСТВУЮЩИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ

Князева А.Г., Крюкова О.Н., Анисимова М.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В процессе синтеза композитов с упрочняющими частицами в условиях 3D-технологий возникает сложное напряженное состояние, которое зависит как от состава порошковой композиции, так и от условий синтеза, которые определяются геометрией образцов, типом источника и траекторией его перемещения по образцу. Физические причины появления напряжений и деформаций разнообразны и не могут быть сведены только высоким скоростям нагрева, плавления, остывания и кристаллизации [1, 2].

В настоящей работе предлагается двухуровневый подход к описанию процесса синтеза композита на подложке и расчета сопутствующих напряжений и деформаций, основанный на естественном разделении разных явлений по масштабным уровням. Это привело к тому, что остаточные и сопутствующие напряжения в материаловедении естественным образом разделяются на напряжения первого и второго рода. В модели учитывается, что пространственные масштабы процессов теплопроводности и диффузии в конденсированных средах различаются на 2 порядка и более. Принимается, принцип аддитивности для напряжений, соответствующих разным масштабным уровням:

$$\hat{\sigma} = \hat{\sigma}_{macro} + \left\langle \hat{\sigma}_{meso} \right\rangle$$

На макроуровне рассчитываются термические напряжения, соответствующие макроскопическому напряженному состоянию. На мезомасштабном уровне оцениваются напряжения диффузионно-химической природы, непосредственно связанные с изменением состава в процессе синтеза, которые «переносятся» на макроуровень после процедуры осреднения по локальному объему. Однако такое разделение достаточно условно. Изменившийся состав приводит к изменению макроскопических свойств, что также учитывается в предлагаемом подходе.

Подзадача об изменении состава в процессе создания композита может быть сформулирована различным образом, что частично зависит от изучаемой конкретной системы. В любом случае возникают проблема исследования сходимости и устойчивости соответствующего вычислительного алгоритма и проблема корректной оценки свойств и формально-кинетических параметров. Эти проблемы предполагается решать для разных частных вариантов подхода, представляющих самостоятельный интерес.

В настоящей работе сравниваются два варианта частных моделей формирования состава в системе Ti-Al в условиях управления процессом электронным лучом. В первом варианте изменение состава моделируется в рамках макроскопического термо-кинетического подхода. Во втором варианте эволюция состава (с возможностью образованием тех же фаз, что и в первом варианте, но в результате диффузионно-контролируемых реакций), описывается в рамках квазистационарной реакционной ячейки для каждой точки макрообразца.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.*

1. Azarmi F., Sevostianov I. Evaluation of the residual stresses in metallic materials produced by additive manufacturing technology: effect of microstructure // Current Opinion in chemical engineering. 2020. V.28. P. 21-27.
2. Sevostianov I., Giovanni B. Maxwell scheme for internal stresses in multiphase composites // Mechanics of materials. 2019. V.129. P. 320-331.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ КОАЛЕСЦЕНЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАСШИРЕННОЙ  
СТАТИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ НЕУПРУГОГО  
ДЕФОРМИРОВАНИЯ**

Кондратьев Н.С., Подседерцев А.Н., Балдин М.Н.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Актуальной проблемой является разработка технологических способов обработки и получения функциональных поликристаллических материалов, конструкций и изделий из них, с наперед заданными свойствами [1, 2]. Известно, что физико-механические свойства материалов и эксплуатационные характеристики изделий из них, как показывают многочисленные экспериментальные и теоретические исследования, определяются состоянием внутренней структуры материала [1–3]. Интенсивная пластическая деформация приводит к существенным перестроениям материальной структуры на различных масштабных уровнях, в силу этого меняются макросвойства. Подходящим и эффективным инструментом исследования эволюции структуры является многоуровневый подход к описанию неупругого деформирования с внутренними переменными. Высокотемпературное пластическое деформирование сопровождается рядом процессов, приводящих к значительной перестройке мезо- и микроструктуры. Наиболее существенным с точки зрения изменения свойств поликристалла являются эволюция зеренной и дефектной структуры, осуществляемой за счет динамической рекристаллизации [4, 5]. На последовательность ее прохождения влияет динамический возврат. В работе рассматривается проблема слияния субзерен в результате их разворотов при неупругом горячем деформировании. Этот процесс носит название коалесценции субзерен и является частью динамического возврата, в результате которого происходит изменения тонкой субзеренной структуры [5]. При соответствующих термомеханических воздействиях процесс коалесценции способствует формированию зародышей рекристаллизации, которые способны видоизменять зеренную структуру поликристалла [5]. Для решения поставленной задачи применяется расширенная статистическая модель неупругого деформирования, в которой предлагается способ учета коалесценции субзерен. Разработанная модель модифицирована для учета между структурными элементами (субзернами) локальных контактных взаимодействий, без рассмотрения которых отсутствует возможность корректного описания коалесценции, осуществляемой в результате понижения энергии субзеренных границ при их слиянии. Для этого формируется приближенная к реальной субзеренная структура с применением полиэдров Лагерра. Применяется оригинальная модель разворотов субзерен, основанной на выделении краевой составляющей избыточной плотности дислокаций одного знака на субзеренных границах. Приводятся результаты моделирования для поликристалла меди, показано влияние температуры, скорости деформирования на коалесценцию субзерен.

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

1. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Новосибирск, Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
2. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plasticity. 2010. Vol. 26. P. 1280–1309.
3. Beyerlein I.J., Knezevic M. Review of microstructure and micromechanism-based constitutive modeling of polycrystals with a low-symmetry crystal structure // J. Mater. Res. 2018. Vol. 33. P. 3711–3738.
4. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина. Москва, МИСиС. – 2005. – 433 с.
5. Recrystallization and related annealing phenomena / A. Rollett, G.S. Rohrer, J. Humphreys. Oxford: Elsevier. – 2017. – 734 p.

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ  
НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА  $C_8H_{10}O_2$** 

Корабельников Д.В., Федоров И.А.

*Кемеровский государственный университет, Кемерово*

Сжимаемость под действием внешнего давления является типичным примером влияния внешних воздействий на твердые тела и может быть объяснена на микроскопическом уровне. Особый интерес представляют молекулярные органические кристаллы. Для молекулярного органического кристалла 3,5-октадин-2,7-диола ( $C_8H_{10}O_2$ ) характерно сильное отрицательное тепловое расширение [1]. Кристаллы с отрицательным тепловым расширением являются перспективными объектами для поиска у них отрицательной линейной сжимаемости [2, 3]. Материалы с отрицательной линейной сжимаемостью имеют научный и практический интерес, что стимулирует их поиск и исследование [3–5]. Однако, сжимаемость молекулярного органического кристалла  $C_8H_{10}O_2$  и его электронные свойства к настоящему времени не изучены.

Компьютерное моделирование позволяет прогнозировать поведение структуры и свойств материалов в условиях внешнего давления [3, 4, 6]. В настоящей работе проведено исследование сжимаемости и электронных свойств  $C_8H_{10}O_2$  на основе первопринципных расчетов. Для определения кристаллической структуры применялся пакет Quantum ESPRESSO [7] и функционал PBE с поправкой D3(BJ). Оптимизированные структурные параметры использовались в дальнейшем для исследования электронных свойств в рамках гибридного функционала PBE0, реализованного в программе CRYSTAL [8].

В настоящей работе вычислены зависимости от давления для параметров решетки и линейные сжимаемости кристалла  $C_8H_{10}O_2$ , что позволило выявить для него как сильную положительную линейную сжимаемость, так и значительную отрицательную линейную сжимаемость (ОЛС). Для кристалла  $C_8H_{10}O_2$  величина ОЛС является одной из самых больших среди ОЛС- материалов, которые известны к настоящему времени, что делает его весьма перспективным для практических приложений (несжимаемые композиты, высокочувствительные оптические датчики давления). На микроскопическом уровне установлен механизм ОЛС. Проведен топологический анализ электронной плотности для исследования водородной связи в  $C_8H_{10}O_2$ . Кроме того, проведены расчеты полной и парциальных плотностей электронных состояний и определена ширина запрещенной зоны  $C_8H_{10}O_2$  в зависимости от давления. Показано, что основной вклад в формирование верхних валентных и нижних незанятых электронных состояний вносят атомы углерода.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-20026, <https://rscf.ru/project/22-22-20026/> (<https://rscf.ru/en/project/22-22-20026/>).*

1. Das D., Jacobs T., Barbour L.J. Exceptionally large positive and negative anisotropic thermal expansion of an organic crystalline material // Nature Mater. 2010. V. 9. P. 36–39.
2. Fortes A.D., Suard E., Knight K.S. Negative linear compressibility and massive anisotropic thermal expansion in methanol monohydrate // Science. 2011. V. 331. P. 742–746.
3. Korabel'nikov D.V., Fedorov I.A., Zhuravlev Y.N. Compressibility and electronic properties of metal cyanides // Physics of the Solid State. 2021. V. 63. P. 1021–1027.
4. Korabel'nikov D.V., Zhuravlev Yu.N. Positive and negative linear compressibility and electronic properties of energetic and porous hybrid crystals with nitrate anions // Phys. Chem. Chem. Phys. 2016. V. 18. P. 33126–33133.
5. Cairns A.B., Goodwin A.L. Negative linear compressibility // Phys. Chem. Chem. Phys. 2015. V. 17. P. 20449–20465.
6. Zurek E., Grochala W. Predicting crystal structures and properties of matter under extreme conditions via quantum mechanics: the pressure is on // Phys. Chem. Chem. Phys. 2015. V. 17. P. 2917–2934.
7. Giannozzi P., Baroni S., Bonini N., et al. QUANTUM ESPRESSO: a modular and open-source software project for quantum simulations of materials // J. Phys.: Condens. Matter. 2009. V. 21. P. 395502.
8. Dovesi R., Erba A., Orlando R., et al. Quantum-mechanical condensed matter simulations with CRYSTAL // WIREs Comput. Mol. Sci. 2018. V. 8. P. e1360.

**ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ К ТЕПЛОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ**<sup>1</sup>Коростелев С.Ю., <sup>2,3</sup>Слядников Е.Е., <sup>2</sup>Турчановский И.Ю.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий,  
Новосибирск<sup>3</sup>Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Аморфные металлы или металлические стекла образуются в процессе шокового охлаждения расплава, причем в результате быстрого переохлаждения практически сохраняется неупорядоченная структура жидкости. Полученные таким образом аморфные материалы обладают рядом уникальных характеристик, например изотропностью механических свойств, высокой прочностью и другими. Такие механические свойства являются весьма полезными для инновационных изделий, сконструированных с помощью аддитивных технологий (см. например [1]). Поэтому актуальным является исследование физических процессов, описывающих поведение аморфных металлов и сплавов при тепловом воздействии. В настоящей работе с помощью метода молекулярной динамики исследовалась структурная устойчивость аморфных металлов и сплавов к таким воздействиям.

Моделирование проводилось с использованием свободно распространяемого программного пакета *LAMMPS* [2]. Для исследования использовались чистые металлы *Fe*, *Ni*, *Cu*, *Al*, *Ti* и сплавы *TiAl* и *FeAl*. Взаимодействие атомов вычислялось на основе метода погруженного атома [3]. Для получения металлического стекла моделировалось сверхбыстрое охлаждение расплава, такая процедура описана, например в [4]. В данной работе моделировалось сверхбыстрое охлаждение со скоростью  $10^{14} - 10^{15}$  К/с, при этом целевая температура была  $\sim 1$ К. На рисунке 1а приведена функция радиального распределения атомов для расплава железа (красная кривая) при  $T \sim 1900$ К и для твердого аморфного состояния (синяя кривая) при температуре  $\sim 1$  К. На кривой для аморфного металла видим сдвоенный второй пик характерный для аморфных металлов, который отсутствует в расплаве.

После получения аморфного состояния полученный материал нагревался путем внесения дополнительной кинетической энергии, например, как описано в [4]. Энергия поставлялась небольшими порциями повышая кинетическую температуру моделируемой системы на  $\sim 100$ К за 0.05 нс. После чего проводилась «релаксация» системы в течении 1 нс. На рисунке 1б приведены кривые изменения температуры от времени для *Cu* (кривая 1) и *Fe* (кривая 3). На графике хорошо видны ступеньки при росте температуры и последующей релаксации моделируемой системы.

Следует отметить, что для меди мы наблюдаем в начале кривой при релаксации скачок температуры. Это связано с быстрым переходом аморфного состояния в кристаллическое уже при  $T \sim 100$ К-150К, при этом переход сопровождается выделением дополнительной кинетической энергии, что приводит к повышению температуры. Аналогичное повышение температуры и начало процесса кристаллизации для железа наступает только при  $T \sim 700$ К, после нескольких циклов нагрев-релаксация. Момент перехода аморфное состояние - кристалл хорошо видно также по кривым изменения параметра порядка [5] от времени. (рис 1б, кривые 2 и 4).

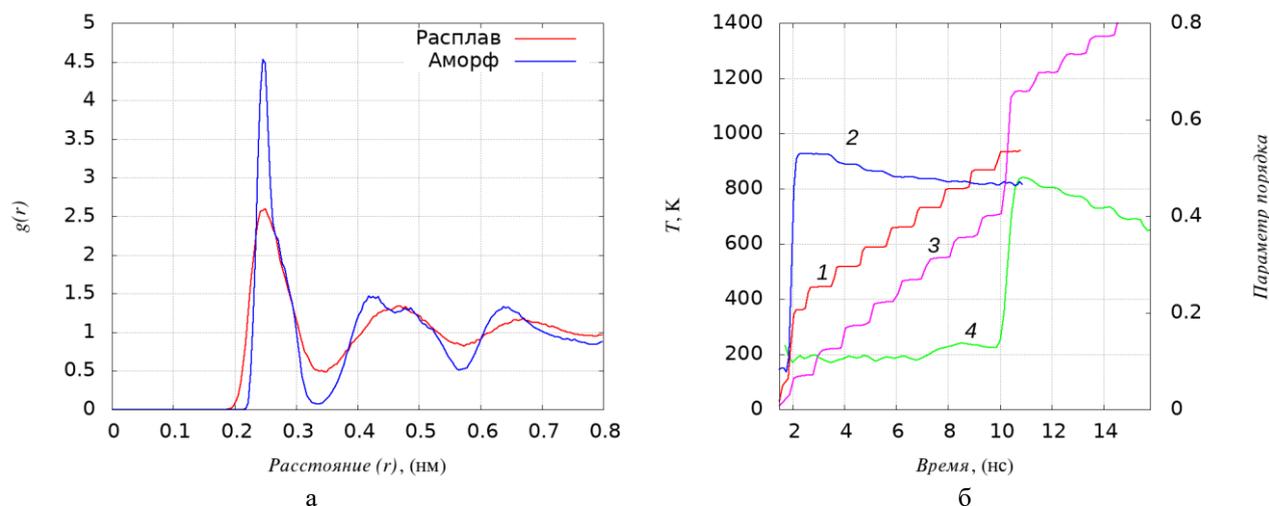


Рис. 1. Функция радиального распределения атомов  $g(r)$  для расплава и «замороженного» железа (а); температура и параметр порядка в зависимости от времени при моделировании нагрева (б). Кривые 1 и 3 – зависимость температуры от времени для  $Cu$  и  $Fe$  соответственно, кривые 2 и 4 параметр порядка от времени для этих же металлов

Проведенные расчеты показали, что наиболее устойчивыми к тепловому воздействию оказались аморфные металлы  $Fe$ ,  $Ti$  и сплавы  $TiAl$  и  $FeAl$ . Металлы  $Cu$ ,  $Ni$  и  $Al$  достаточно быстро переходят из аморфного в кристаллическое состояние. Например,  $Al$  и  $Cu$  кристаллизуется уже при  $\sim 100K$ . В тоже время исследуемые аморфные сплавы показывают хорошую устойчивость к тепловым воздействиям. Более того, сплав  $TiAl$  при некотором определенном соотношении компонентов вообще не переходит в кристаллическое состояние.

Полученные результаты, могут быть использованы для усовершенствования технологии 3D-печати изделий из аморфных металлов.

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

1. Шишковский И. В. Основы аддитивных технологий высокого разрешения. СПб.: Изд-во Питер. – 2015. – 348 с.
2. URL: <http://lammps.sandia.gov/index.html>
3. Mendeleev M.I., Han S., Srolovitz D.J., Ackland G.J., Sun D.Y., Asta M. Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron // Philosophical Magazine 2003. Vol. 83, No. 35. P. 3977–3994. DOI:10.1080/14786430310001613264.
4. Rogachev S.A., Rogachev A.S., Alymov M.I. Estimation of the critical vitrification rate of pure metals using molecular dynamics simulation // Доклады Академии наук. 2019. Vol. 486, No. 2. P. 168–172. DOI: 10.31857/S0869-56524862168-172.
5. Korostelev S.Yu., Psakhie S.G., Slyadnikov E.E., Turchanovskii I.Yu. Simulation of a nonequilibrium phase transition initiated by volumetric heat source using a molecular dynamic method // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1783. P. 020104. DOI: 10.1063/1.4966397.

## АДСОРБЦИЯ КРЕМНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ (111) СОЕДИНЕНИЙ TiN, AlN И TaN

<sup>1</sup>Коротеев Ю.М., <sup>1,2</sup>Огнев С.О., <sup>1,2</sup>Святкин Л.А.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящее время, несмотря на интенсивное развитие современной науки, многие вопросы, связанные с задачами трения и износа, по-прежнему, остаются актуальными. Возрастающие требования, предъявляемые со стороны современной промышленности к трениематериалам, заставляют искать все новые способы повышения их функциональных свойств. На сегодняшний день одним из основных способов повышения эффективности эксплуатации и долговечности деталей и механизмов является нанесение износостойких защитных покрытий. Наиболее перспективным направлением решения данной проблемы является нанесение многокомпонентных покрытий на основе нанокристаллической структуры Ti-Al-N, что обусловлено их высокой твердостью в сочетании с термической стабильностью и стойкостью к окислению [1, 2]. Одновременное введение Ta и Si в нанокристаллическую композицию Ti-Al-N позволит создать покрытия, обладающие улучшенными свойствами, характерными для систем  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  (высокие трещиностойкость, термическая стабильность и стойкость к окислению) и  $Ti_{1-x-y}Al_xSi_yN$  (высокая твердость и нанокристаллическая структура). Изучение особенностей поведения атомов Si на поверхности  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  позволит получить информацию о начальных стадиях формирования различных фаз композита Ti-Al-Ta-Si-N и существенно ускорит поиск многокомпонентного сплава трениематериала, обладающего заданными характеристиками. Наиболее простыми и устойчивыми структурными единицами композита Ti-Al-Ta-Si-N являются соединения TiN, AlN и TaN, в связи с чем понимание особенностей взаимодействия с ними атомов кремния необходимо для более глубокого изучения свойств и структурной-фазовой стабильности рассматриваемого композита. Настоящая работа посвящена выявлению устойчивых адсорбционных положений атома Si на поверхности (111) соединений TiN, AlN и TaN с помощью расчетов из первых принципов.

Все расчеты были выполнены в рамках теории функционала электронной плотности с использованием оптимизированного сохраняющего норму псевдопотенциала Вандербиля [3], реализованного в пакете программ ABINIT [4, 5]. Для описания обменных и корреляционных эффектов использовалось приближение обобщенного градиента в форме Пердю, Бурке и Эрнцерхофа [6]. Была проведена оптимизация параметров решетки соединений TiN, AlN и TaN со структурой NaCl. Для расчета энергии связи Si на поверхности (111) этих соединений использовалась пленка, состоящая из 10 чередующихся атомных слоев металла и азота в структуре  $2 \times 2$  (см. рис. 1), что обеспечивало минимальную степень покрытия поверхности атомами Si равную 0,25. Релаксация положений атомов проводилась в трех приповерхностных атомных слоях и считалась завершенной при значении сил, действующих на атомы менее  $10 \text{ мэВ}/\text{Å}$ . Энергия обрезания при разложении волновой функции по базису плоских волн составила 400 эВ. На каждой итерации самосогласования электронной плотности собственные значения гамильтониана рассчитывались на сетке k-точек  $14 \times 14 \times 1$ .

Энергия связи атома Si на поверхности (111) соединения MeN рассчитывалась как:

$$E_b = E(\text{Si}) + E(\text{MeN}) - E(\text{MeN-Si}),$$

где  $E(\text{Si})$  – полная энергия атома кремния,  $E(\text{MeN})$  и  $E(\text{MeN-Si})$  – полные энергии расчетной суперячейки чистой пленки MeN и пленки с адсорбированным атомом Si, соответственно. Результаты расчетов представлены в таблице 1. В таблице не представлены энергии связи для положений атома кремния между атомами азота или металла, поскольку для всех рассмотренных поверхностей это положение являлось неустойчивым: атом кремния в результате релаксации смещался в ближайшую ГЦК пустоту.

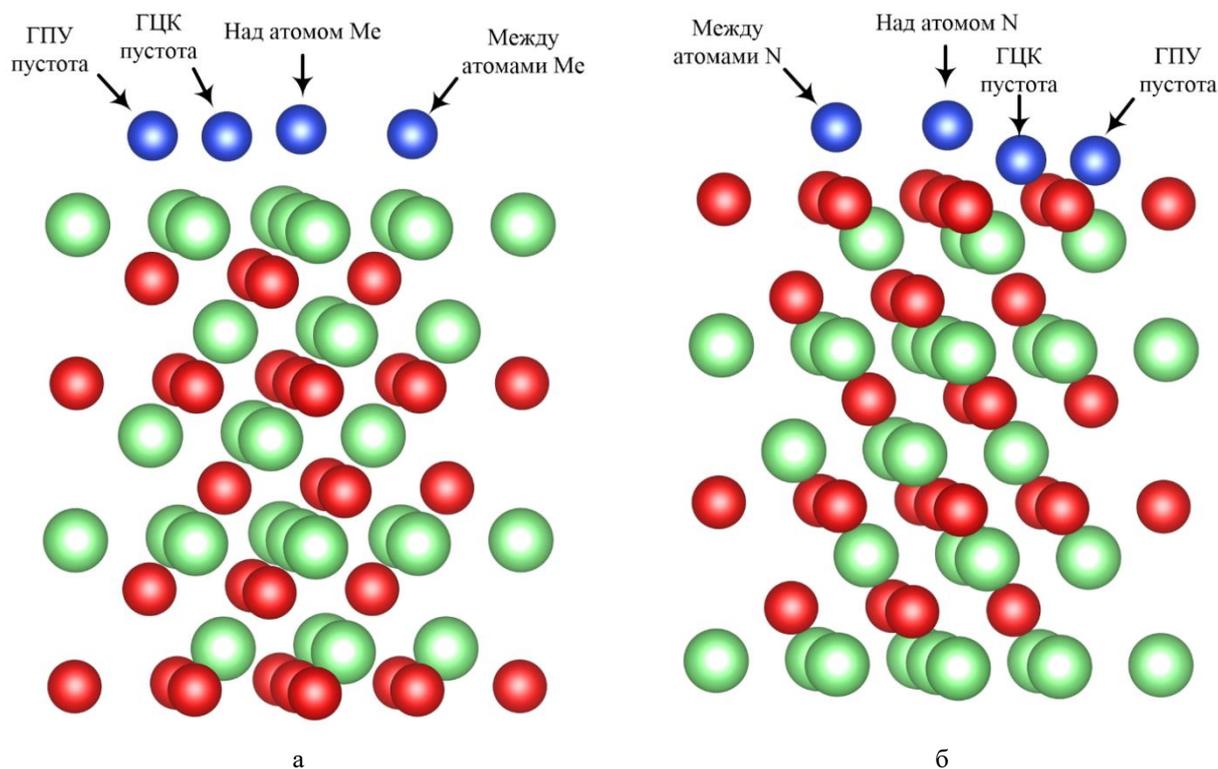


Рис. 1. Положения адсорбции атома кремния на поверхности MeN(111), оканчивающейся атомами металла (а) и азота (б), где Me = Ti, Al или Ta. Атомы металла показаны зеленым цветом, а азота – красным. Различные положения атома кремния показаны синим цветом

Таблица 1. Энергия связи  $E_b$  (в эВ) атома Si на поверхности (111) соединений TiN, AlN и TaN

Положение атома Si	TiN		AlN		TaN	
	Ti окончание	N окончание	Al окончание	N окончание	Ta окончание	N окончание
над атомом	4,993	5,292	4,884	8,523	4,964	3,866
ГПУ пустота	5,913	6,680	5,583	12,783	6,089	5,017
ГЦК пустота	6,043	7,096	5,702	13,369	6,239	5,237

Из таблицы 1 видно, что на всех рассмотренных поверхностях атомам кремния энергетически более выгодно занимать ГЦК пустоту. Наибольшие энергии связи атом кремния имеет на азотном окончании поверхности AlN(111), а наименьшие – на азотном окончании поверхности TaN(111). На поверхности соединений TiN и AlN атому кремния энергетически более выгодно адсорбироваться на азотном окончании, а на поверхности соединения TaN – на танталовом. Адсорбция кремния в ГПУ и ГЦК пустотах значительно выгоднее адсорбции в положении над атомом.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (проект №22-19-00441).*

1. PalDey S., Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review // Mater. Sci. Eng. A. 2003. Vol. 342. P. 58–79.
2. Protective Transition Metal Nitride Coatings / Mayrhofer P.H., Rachtbauer R., Holec D., Rovere F., Schneider J.M. // Comprehensive Materials Processing. Elsevier Ltd. – 2014. – p. 355–388.
3. Hamann D.R. Optimized norm-conserving Vanderbilt pseudopotentials // Phys. Rev. B. 2013. Vol. 88, № 8. P. 085117(1-10).
4. The ABINIT project: Impact, environment and recent developments / Gonze X., Amadon B., Antonius G. et al. // Comput. Phys. Commun. 2020. Vol. 248. P. 107042(1-25).
5. ABINIT: Overview and focus on selected capabilities / Romero A.H., Allan D.C., Amadon B. et al // J. Chem. Phys. 2020. Vol. 152. P. 124102(1-28).
6. Perdew J.P., Burke K., Ernzerhof M. Generalized Gradient Approximation Made Simple // Phys. Rev. Lett. 1996. Vol. 77, № 18. P. 3865–3868.

**МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ И МАГНИЕМ**

Красников В.С., Майер А.Е., Фомин Е.В., Погорелко В.В., Безбородова П.А.,  
Латышов Ф.Т., Эбель А.А.

*Челябинский Государственный Университет, Челябинск*

В работе развивается многомасштабный подход к описанию пластической деформации алюминиевых сплавов, включающий молекулярно-динамический (МД), континуальный и подход дискретной дислокационной динамики (ДДД). На МД уровне исследуется движение и генерация дислокаций в алюминии, содержащем упрочняющие включения, характерные для Al-Cu и Al-Cu-Mg систем. Исследуются как классические типы упрочняющих включений, так и гибридные, зарегистрированные при детальном анализе электронно-микроскопических изображений в последнее десятилетие. Показано, что в условиях высокоскоростной деформации ( $\geq 10^6$  с<sup>-1</sup>) наиболее часто реализуемыми механизмами взаимодействия дислокаций с включениями является перерезание и образование петли Орована. Определены размеры разных типов включений, для которых наблюдается переход от перерезания к образованию петли Орована. Продемонстрировано, что при накоплении пластической деформации в системе при многократном прохождении дислокации даже для прочных включений, например  $\theta'$  фазы, наблюдается переход от формирования петли Орована к перерезанию.

Полученные МД данные обобщаются с помощью континуальных моделей, описывающих основные процессы, наблюдаемые на атомарном уровне, что позволяет далее их использовать на более высоком структурном уровне. Для описания механического отклика представительного объема сплошной среды предложена двумерная схема ДДД. Расчетная область содержит большое число дислокаций и упрочняющих включений. Взаимодействие между дислокациями и включениями описывается с помощью ранее предложенных моделей, откалиброванных на МД данных. Размеры включений задаются в соответствии с логнормальным распределением, наблюдаемым в реальных сплавах.

Проведены исследования зависимости напряжения течения сплава в зависимости от типа упрочняющих включений, распределения частиц по размерам и температуры. Полученные значения напряжения течения, коэффициентов температурного разупрочнения достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными по динамической сдвиговой прочности алюминиевых сплавов. Проведенные исследования зависимости напряжения течения от характерного размера упрочняющих частиц адекватно отражают наблюдаемые в эксперименте величины и тенденции с учетом экспериментальной погрешности. Продемонстрировано, что при фиксированной концентрации легирующих атомов, большую сдвиговую прочность и меньшую склонность к пластической локализации демонстрируют сплавы с мелкими упрочняющими включениями. Показано, что с ростом пластической деформации возможно разрушение упрочняющих включений с последующим снижением вклада включений в общее напряжение течения сплава. Установлен эффект гибридизации  $\theta'$  фазы, выражающий в росте сдвиговой прочности на 35% при постоянной концентрации атомов меди.

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-71-10038, <https://rscf.ru/project/18-71/>».*

## АНИЗОТРОПИЯ ТЕПЛОВОЙ ЧАСТИ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ

Кривошеина М.Н., Туч Е.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

При моделировании деформирования материала преграды при динамическом нагружении важную роль играет выбор уравнения состояния для определения в локальных зонах высоких напряжений. Наиболее распространенное уравнение состояния для металлов – уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена, в котором суммируется холодная и тепловая части давления. Для монокристаллических материалов, которые обладают сильно анизотропными механическими характеристиками, коэффициенты Грюнайзена также будут отличаться в различных направлениях. Величины коэффициентов Грюнайзена можно определить, например, через теплоемкости, величины коэффициентов линейного теплового расширения, упругие постоянные. При этом анизотропные материалы, характеризующиеся отрицательными величинами коэффициентов Пуассона в некоторых направлениях, имеют в некоторых температурных диапазонах отрицательные значения модулей линейного либо всестороннего температурного расширения. Поэтому представляет интерес исследование влияния учета анизотропии в тепловой части уравнения состояния на напряженно-деформированное состояние анизотропного материала преграды при численном моделировании процесса ударного нагружения преграды из анизотропного материала.

В работе приведены результаты численных исследований, проведенных методом конечных элементов в трехмерной постановке ударного нагружения алюминиевым ударником преграды из ГПУ-монокристалла с учетом анизотропии упругих, пластических свойств и анизотропии коэффициента Грюнайзена.

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

**АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ХРУПКОГО И ВЯЗКОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В БИКРИСТАЛЛАХ ОЦК ЖЕЛЕЗА И ГЦК АЛЮМИНИЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ**

Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В рамках молекулярно-динамического подхода проведено изучение связи между формированием избыточного атомного объема и раскрытием краевой трещины в бикристаллах железа и алюминия при одноосном растяжении. Для описания межатомного взаимодействия в материале были использованы многочастичный потенциал, рассчитанный на основе метода погруженного атома. Моделируемый образец имел форму параллелепипеда. Основное зерно, в котором формировалась затравочная трещина, было ориентировано вдоль кристаллографических направлений [0-11], [011] и [100]. Второе зерно, занимающее 1/3 от объема образца, задавалось вращением вокруг оси [100] на угол от  $30^{\circ}$  до  $60^{\circ}$ . Межзеренная граница могла располагаться как перпендикулярно, так и под углом до  $30^{\circ}$  к свободным поверхностям. Образцы растягивались захватами, движущимися с постоянной скоростью. Скорость растяжения варьировалась от 1 до 15 м/с. Расчеты эволюции атомной системы в процессе нагружения проводились с использованием программного пакета LAMMPS. Моделируемый монокристалл состоял из 1,5 млн. атомов. В направлении одноосного растяжения задавались жесткие условия, грань параллелепипеда с затравочной трещиной и противоположная к ней грань моделировались как свободные поверхности. В третьем направлении были использованы периодические граничные условия. Затравочная трещина формировалась удалением трех атомных плоскостей (011) протяженностью  $\sim 2$  нм на равных расстояниях от захватов от свободной поверхности в объеме. Температура монокристалла до нагружения составляла 300 К. Начальное направление атомных скоростей задавалось генератором случайных чисел, а распределение величин скоростей атомов удовлетворяли распределению Максвелла.

Результаты моделирования показали, что в зависимости от условий нагружения, трещина может раскрываться и распространяться в хрупком или вязком режиме. Хрупкий режим поддерживался удержанием избыточного атомного объема вблизи вершины трещины в процессе ее раскрытия. Вязкий режим раскрытия связан с перераспределением атомного объема на свободные поверхности и вглубь образца. После достижения трещиной межзеренной границы, могут реализоваться три сценария: трещина останавливается, трещина движется по межзеренной границе, трещина проникает в соседнее зерно. Таким образом, в зависимости от начальной структуры и режима нагружения, можно управлять характером раскрытия трещины.

Результаты моделирования процесса разрушения в бикристаллах ОЦК и ГЦК материалов представляет значительный интерес для решения многих инженерных задач, включая, например, разработку реакторных сталей.

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

## УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ГЕОСРЕДЫ СО СТРУКТУРНЫМ ПАРАМЕТРОМ И АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МАССИВЕ ГОРНЫХ ПОРОД

Лавриков С.В., Микенина О.А.

*Институт горного дела СО РАН, Новосибирск*

В современной механике деформируемого твердого тела активно развивается направление, связанное с разработкой моделей и методов описания материалов с внутренней структурой [1]. В геомеханике такие модели используются для анализа напряжений в структурно-неоднородных массивах горных пород [2]. Проведение очистных работ в массиве со структурой может привести к скачкообразному росту напряжений вблизи выработанного пространства и спровоцировать динамические проявления горного давления [3].

В работе [4] разработана конечно-разностная система уравнений для описания структурно-неоднородного деформирования горных пород с учетом структурного параметра. В качестве структурных элементов рассмотрены упругие зерна (частицы), имеющие конечный размер. Деформации внутри частиц предполагаются неоднородными, т.е. здесь ослабляется предположение о гладкости поля перемещений, которое имеет место при классическом континуальном описании. Это приводит к появлению определяющих соотношений со структурным параметром. Введенный параметр описывает локальную неоднородность – локальные изгибы частиц. В целом, построенная модель относится к типу нелокальных моделей среды. Учет проскальзываний между частицами позволяет описать все основные свойства горной породы: пластические сдвиги, трение, сцепление, дилатансию.

В настоящей работе используется модель [4], описывающая локальные изгибы частиц и пластические сдвиги между ними, для анализа концентрации напряжений в массиве в окрестности выработанного пространства.

Рассмотрим ближнюю зону породного массива, окружающего горизонтальную выработку кругового сечения (деформация плоская). Представим массив в виде регулярной упаковки частиц с центрами в узлах квадратной решетки. Замкнутая модель [4] содержит систему уравнений равновесия для каждой частицы, уравнения, отвечающие за упругие свойства частиц (закон Гука) и уравнения на локальные изгибы, имеющие вид

$$\begin{aligned} \frac{u_1(A)+u_1(C)}{2} - \frac{u_1(B)+u_1(D)}{2} &= \xi \left( \frac{t_{11}(A)-t_{11}(C)}{2l} - \frac{t_{21}(B)-t_{21}(D)}{2l} \right), \\ -\frac{u_2(A)+u_2(C)}{2} + \frac{u_2(B)+u_2(D)}{2} &= \xi \left( -\frac{t_{12}(A)-t_{12}(C)}{2l} + \frac{t_{22}(B)-t_{22}(D)}{2l} \right), \end{aligned} \quad (1)$$

где  $u_i(A), \dots, u_i(D)$ ,  $i=1,2$  – смещения соответственно на правой, верхней, левой и нижней границах каждой частицы,  $t_{ij}(A), \dots, t_{ij}(D)$ ,  $i, j=1,2$  – соответствующие им напряжения,  $2l$  – линейный размер частицы,  $\xi$  – структурный параметр. При  $\xi=0$  поле смещений в пределах частицы становится гладким, а уравнения (1) вырождаются. В замкнутую систему [4] входят также уравнения, отвечающие за разрывы касательных смещений на контактах между частицами, описывающие пластические сдвиги

$$\frac{u_1^+ - u_1^-}{2l} = \frac{t_{12}}{G}, \quad \frac{u_2^+ - u_2^-}{2l} = \frac{t_{21}}{G}, \quad (2)$$

где  $u_i^+, u_i^-$  – смещения на различных «берегах» каждого из межзеренных контактов,  $G$  – пластический модуль. При этом нормальные компоненты смещений, а также нормальные и касательные напряжения на контактах приняты непрерывными. Замыкают систему уравнений краевые условия: на верхней и нижней границах расчетной области заданы соответственно сжимающие напряжения, моделирующие влияние гравитационных и тектонических сил

$$t_{22}^{gravity} = -\gamma h, \quad t_{21}^{gravity} = 0, \quad t_{11}^{tectonic} = -\lambda \gamma h, \quad t_{12}^{tectonic} = 0, \quad (3)$$

контур выработки от напряжений свободен. Здесь  $\gamma$  – удельный вес пород,  $h$  – глубина залегания выработки,  $\lambda$  – коэффициент бокового распора.

В конечно-разностном приближении описанная модель сводится к системе алгебраических уравнений высокого порядка, решение которой осуществляется методом Гаусса с выбором главного элемента по строке.

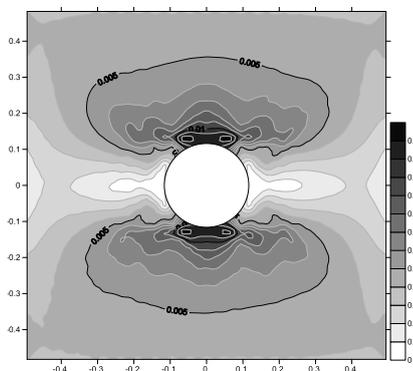


Рис. 1. Расчет без учета влияния локальных изгибов (упругопластическая постановка)

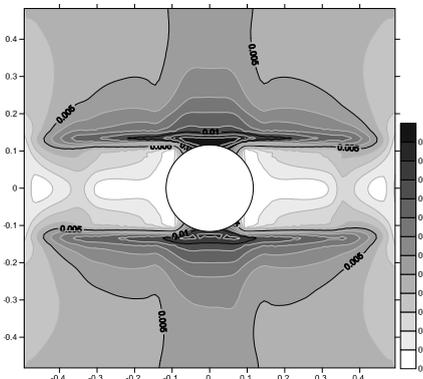


Рис. 2. Учет локальных изгибов влечет распространение вглубь массива зон повышенной концентрации напряжений

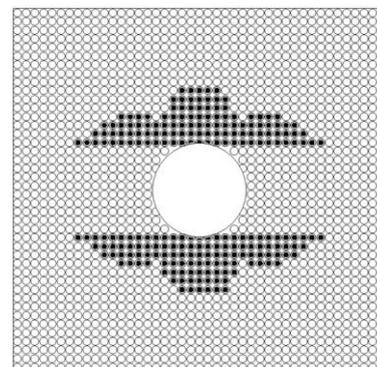


Рис. 3. Развитие зоны пластической деформации с учетом локальных изгибов

Расчеты проводились для различных значений параметров. На рис. 1-3 показаны типичные диаграммы расчетов, полученные в случае  $\lambda = 3$  когда в массиве наблюдается преимущественно гравитационно-тектоническое поле естественных напряжений. На рис. 1 представлена картина изолиний максимального касательного напряжения  $\tau_{\max} = 0.5\sqrt{(t_{11} - t_{22})^2 + (t_{12} + t_{21})^2}$  для случая  $\xi \rightarrow 0$ . Видно, что структура изолиний в целом согласуется с решением классической упругой задачи Кирша – максимальная концентрация напряжений и, соответственно, переход в стадию пластичности, наблюдаются в верхней и нижней точках контура выработки. Увеличение роли локальных изгибов (см. рис. 2, здесь  $\xi > 0$ ) приводит к незначительному уменьшению максимального значения  $\tau_{\max}$  и к существенному изменению структуры изолиний. На рис. 3 показана зона пластической деформации в окрестности выработки.

На основании серии проведенных расчетов можно заключить, что по мере увеличения роли внутренней структуры среды (увеличение значения структурного параметра  $\xi > 0$ ) величина концентрации напряжений несколько снижается (приблизительно на 10% по сравнению со случаем  $\xi \rightarrow 0$ ). При этом зона повышенной концентрации захватывает большую площадь массива, окружающего выработку, распространяясь далеко вглубь массива. Очевидно, что такое распространение зоны повышенных напряжений, особенно в удароопасных районах добычи полезных ископаемых, способно привести к развязыванию внутренних самоуравновешенных напряжений в массиве и, как следствие, к нежелательным динамическим проявлениям горного давления.

*Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований, проект № 20-05-00184.*

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Основы физической мезомеханики пластической деформации и разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем // Физ. мезомех. 2015. Т. 18(5). С. 100–115.
2. Кочарян Г.Г. Геомеханика разломов. М.: Геос. – 2016. – 424 с.
3. Лавриков С.В., Ревуженко А.Ф. Математическое моделирование неустойчивого режима деформирования породного массива с учетом внутренних самоуравновешенных напряжений // ФТПРПИ. 2020 Т. 6. С. 12–29.
4. Ревуженко А.Ф., Микенина О.А. Упругопластическая модель горной породы с линейным структурным параметром // ПМТФ. 2018. Т. 59(2). С. 167–176.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ КОСТНЫХ ТКАНЕЙ НА ВЕЛИЧИНУ УПРУГОГО МОДУЛЯ И ПРОЧНОСТИ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ТРЕХТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ**<sup>1,2</sup>Лапшина А.А., <sup>2</sup>Еремина Г.М., <sup>1,2</sup>Шилько Е.В.<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Ввиду технических сложностей получения и подготовки образцов костных тканей многие экспериментальные образцы не соответствуют признанным стандартам. В первую очередь, это относится к испытаниям на трехточечный изгиб, в котором линейные размеры смежных ребер образцов должны различаться на порядок величины. Проблема корректной интерпретации результатов экспериментов на трехточечный изгиб для нестандартных образцов является актуальной, как для губчатой, так и (в первую очередь) для кортикальной костной ткани. В частности, одним из ключевых является вопрос о том, насколько (в какой пропорции) регистрируемые значения прочности для образцов нестандартной геометрии отличаются от «истинной» величины, соответствующей образцам стандартной геометрии. Данная проблема справедлива и для определения величины упругого модуля. Для образцов стандартной геометрии определяемый модуль соответствует модулю Юнга материала, для образцов нестандартной геометрии определяемая величина упругого модуля может быть как выше, так и ниже модуля Юнга вследствие сложного характера напряженно-деформированного состояния.

Целью данной работы являлось проведение численного анализа влияния геометрических характеристик образцов костных тканей на получаемые величины упругого модуля и прочности при испытании на трехточечный изгиб. Толщина и ширина образцов для моделирования испытаний на трехточечный изгиб выбраны в соответствии с [1]: толщина  $d = 3,5$  мм; ширина  $w = 1,75$  мм. Стальные опоры и пуансон имели одинаковую цилиндрическую форму с высотой  $h = 1,75$  мм и радиусом  $r = 0,875$  мм. Варьируемым параметром было расстояние между центрами опор к толщине образца. Для обобщенной характеристики геометрии образцов использовался безразмерный параметр – геометрический фактор  $g$  (отношение расстояния между центрами опор к толщине образца). Нагружение образцов проводилось с малой скоростью для обеспечения квазистатической деформации.

Исследования проведены на примере кортикальной костной ткани. В расчётах использовались следующие значения параметров кортикальной костной ткани: плотность  $\rho = 1760$  кг/м<sup>3</sup>, коэффициент Пуассона  $\nu = 0,3$ , модуль сдвига  $G = 5,95$  ГПа, модуль упругости  $K = 12,9$  ГПа, предел прочности на сжатие 157 МПа, предел прочности на растяжение 94 МПа. Данные параметры выбраны на основе анализа более 70 публикаций о локальных и макроскопических физико-механических характеристиках кортикальной костной ткани бедренной кости человека в здоровом состоянии.

При проведении расчетов была использована модель линейно-упругой среды, реализованная в рамках численного метода однородно деформируемых дискретных элементов [2]. В качестве критерия локального разрушения использовался критерий Друккера-Прагера, дополненный критерием Ранкина.

В ходе исследования геометрический фактор  $g$  варьировался от 2 до 16. Для каждого случая определялись прочность на трехточечный изгиб и модуль Юнга образцов.

Удельная сила сопротивления образца нагружению  $\sigma$  и осевая деформация образца определялись в соответствии с [3]:

$$\sigma = \frac{3LF}{2wd^2}, \quad (1)$$

где  $L$  – расстояние между центрами опор,  $F$  – сила нормальной реакции,  $w$  – ширина образца,  $d$  – толщина образца.

$$\varepsilon = \frac{6d\delta}{L^2}, \quad (2)$$

где  $\delta$  – перемещение.

Результаты моделирования показали, что как для модуля Юнга, так и для предела прочности на изгиб кортикальной костной ткани имеет место сходимость при увеличении расстояния между центрами опор по отношению к толщине образца. Как видно из рисунка 1, при соотношении расстояния между центрами опор к толщине образца от 10:1 и выше изгиб можно считать "чистым", а получаемые значения прочности достоверными, отвечающими прочности на растяжение. Установлена немонотонная зависимость регистрируемой величины упругого модуля от величины параметра  $g$ . При  $g < 4$  упругий модуль ниже модуля Юнга, что свидетельствует о большом вкладе сдвиговых напряжений в общее напряженное состояние образца. По мере дальнейшего увеличения параметра  $g$  величина упругого модуля стремится к модулю Юнга кортикальной ткани  $E = 15,48$  ГПа, хотя и значительно медленнее, чем величина прочности (при  $g = 16$  выхода на насыщение еще не происходит). Это, в частности, свидетельствует о том, что точная оценка величины модуля Юнга материала на основании испытания на трехточечный изгиб может быть получена при  $g \sim 20$  и выше. Отметим, что погрешность оценки модуля Юнга при  $g = 16$  также является небольшой, а результаты оценки – приемлемыми.

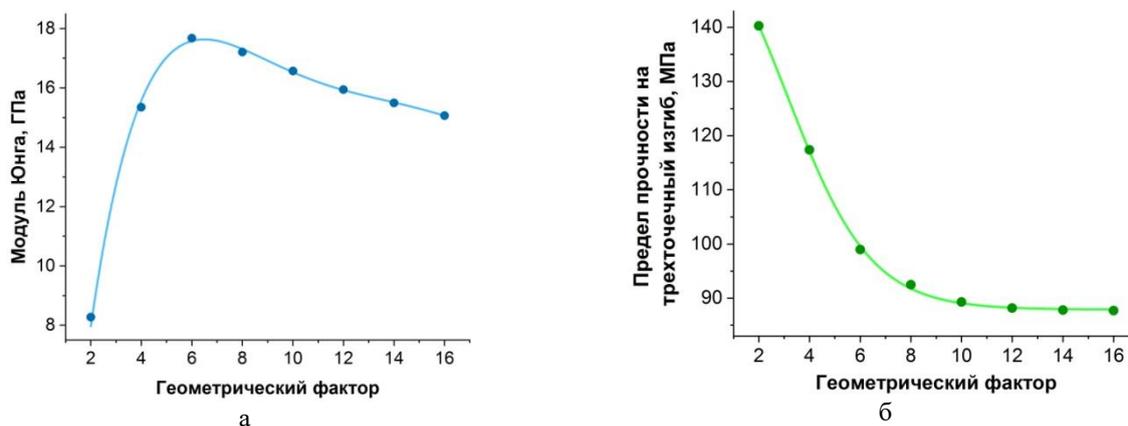


Рис. 1. Зависимости модуля Юнга (а) и прочности на изгиб (б) образца кортикальной костной ткани от величины геометрического фактора  $g$

Полученные кривые могут рассматриваться как «калибровочные» и использоваться для интерпретации значений механических характеристик, получаемых при экспериментальных исследованиях образцов костных тканей и других хрупких материалов, не полностью отвечающих стандартам проведения механических испытаний на трехточечный изгиб.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 20-19-00743.*

1. Barth H.D., Zimmermann E.A., Schaible E., Tang S.Y., Alliston T., Ritchie R.O. Characterization of the effects of x-ray irradiation on the hierarchical structure and mechanical properties of human cortical bone // *Biomaterials*. 2011. V. 32. P.8892–8904.
2. Psakhie S.G., Dimaki A.V., Shilko E.V., Astafurov S.V. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous materials // *International Journal for Numerical Methods in Engineering*. 2016. V. 106. P. 623–643.
3. Albert C.I., Jameson J., Harris G. Design and validation of bending test method for characterization of miniature pediatric cortical bone specimens // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part H: Journal of Engineering in Medicine*. 2012. V. 227. P.105–113.

**О ПРИМЕРЕ ВАЛИДАЦИИ ПАКЕТА ФИДЕСИС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ  
АНАЛИТИЧЕСКОГО РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О КОНЕЧНОЙ РАДИАЛЬНО-  
СИММЕТРИЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОЙ СФЕРЫ ИЗ  
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

<sup>1</sup>Левин В.А., <sup>2</sup>Зингерман К.М., <sup>1</sup>Вершинин А.В., <sup>1,3</sup>Подладчиков Ю.Ю.

<sup>1</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>Тверской государственный университет, Тверь

<sup>3</sup>Университет Лозанны, Лозанна, Швейцария

Изложен подход и приведены результаты валидации модуля системы инженерного прочностного анализа Фидесис с использованием аналитического решения задачи о радиально-симметричной деформации полой сферы из упругопластического материала при конечных упругих и пластических деформациях. Механические свойства материала в области упругих деформаций описываются определяющими соотношениями специального вида, для которых возможно точное аналитическое решение соответствующей задачи нелинейной упругости при конечных деформациях [1]. В случае чисто объемной деформации эти соотношения переходят в уравнение состояния Мурнагана [2,3], что позволяет использовать их при моделировании конечных деформаций горных пород. Для моделирования пластических свойств материала используется условие пластичности Друкера-Прагера и неассоциативный закон пластического течения. Считается, что к внутренней границе полой сферы приложено давление, а внешняя граница свободна от нагрузок.

Для численного решения задачи в системе Фидесис используется метод спектральных элементов [4, 5]. При расчетах применялись элементы 10-го порядка.

Аналитическое решение основано на подходе, предложенном в [6]. Этот подход обобщен на случай, когда не только пластические, но и упругие деформации считаются конечными.

На рис. 1 приведены некоторые результаты расчетов. Показано распределение истинного окружного напряжения в полой сфере в координатах деформированного состояния. Для сравнения дано решение задачи в предположении о том, что деформации малые. Расчеты выполнены для случая, когда внешний радиус сферы в недеформированном состоянии в 2 раза больше радиуса полости. Параметры материала: модуль объемного расширения  $K = 2\mu$  ( $\mu$  – модуль сдвига), коэффициент когезии  $A = 0.289$ , коэффициент внутреннего трения  $B = -0.05$ , коэффициент дилатансии  $C = -0.01$ . Внутреннее давление  $p = 0.396 \mu$ . Напряжение отнесено к модулю  $\mu$ , радиальная координата  $r$  отнесена к радиусу полости в недеформированном состоянии. Сплошная линия соответствует численному решению, сплошная линия с кружками – аналитическому решению с учетом нелинейных эффектов, пунктирная линия – аналитическому решению без учета нелинейных эффектов. Можно видеть, что численное решение хорошо согласуется с аналитическим решением, полученным с учетом нелинейных эффектов.

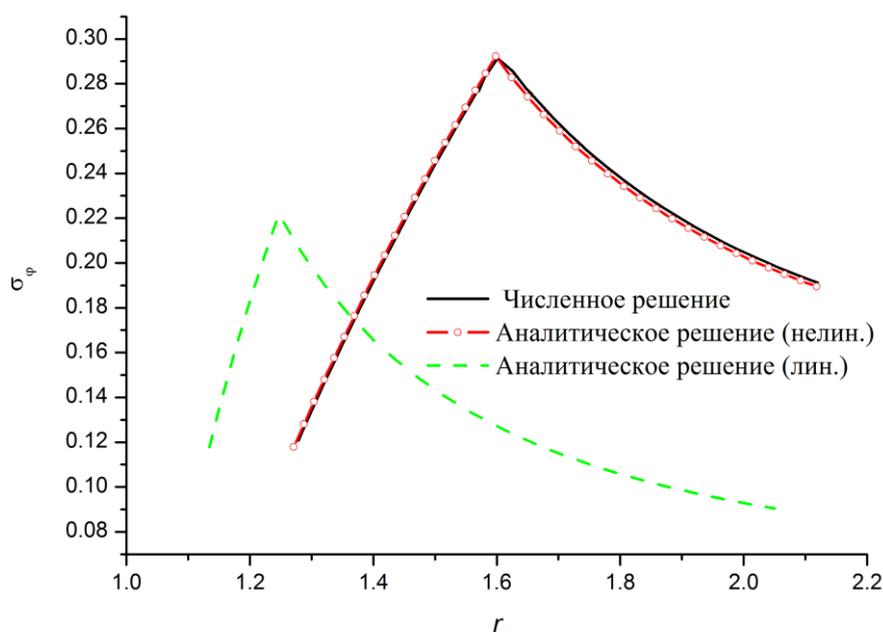


Рис. 1. Распределение истинного окружного напряжения в полой сфере в координатах деформированного состояния

*Работа выполнена при поддержке РФФ (проект 22-11-00110) в части, связанной с нахождением аналитического решения, гранта Президента РФ для поддержки молодых ученых – докторов наук (проект MD-208.2021.1.1) в части, связанной с нахождением численного решения, и Математического центра фундаментальной и прикладной математики (проект 075-15-2019-1621) в части, связанной с постановкой задачи.*

1. Levin V.A., Podladchikov Y.Y., Zingerman K.M. An exact solution to the Lamé problem for a hollow sphere for new types of nonlinear elastic materials in the case of large deformations // *European Journal of Mechanics. A / Solids*. 2021. V. 90. Paper No. 104345.
2. Murnaghan F.D. The compressibility of media under extreme pressures // *Proc. Natl. Acad. Sci. USA*. 1944. V. 30, No. 9. P. 244–247.
3. Guiraud M., Powell R. P-V-T relationships and mineral equilibria in inclusions in minerals // *Earth Planet. Sci. Lett*. 2006. V. 244. P. 683–694.
4. Karpenko V.S., Vershinin A.V., Levin V.A., Zingerman K.M. Some results of mesh convergence estimation for the spectral element method of different orders in Fidesys industrial package // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016. V. 158. Paper No. 012049.
5. Konovalov D., Vershinin A., Zingerman K., Levin V. The implementation of spectral element method in a CAE system for the solution of elasticity problems on hybrid curvilinear meshes // *Modelling and Simulation in Engineering*. 2017. V. 2017. Article ID 1797561. P. 1–7.
6. Хилл Р. Математическая теория пластичности. М.: Гостехиздат. – 1956. – 408 с.

**ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ  
УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ ЛАЗЕРОМ**

Ледон Д.Р., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

В работе предложена модель деформационного поведения и разрушения для широкого класса материалов (металлы и сплавы), способная описывать поведение материалов в широком диапазоне скоростей деформаций (от  $10^{-4}$  до  $10^7$  с $^{-1}$ ), давлений (от 10 МПа до 10 ГПа) и температур (от комнатной до 0,5 температуры плавления). Полная система полевых уравнений имеет следующий вид [1]:

$$\rho \dot{\mathbf{v}} = \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} \quad (1)$$

$$\dot{\rho} + \rho \nabla \cdot \mathbf{v} = 0 \quad (2)$$

$$\mathbf{D} = \frac{1}{2}(\nabla \mathbf{v} + \nabla \mathbf{v}^T) \quad (3)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}_s + \boldsymbol{\sigma}_d, \boldsymbol{\sigma}_s = \frac{1}{3} \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{E} \quad (4)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^R = \lambda(\mathbf{D} : \mathbf{E})\mathbf{E} + 2G(\mathbf{D} - \dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p - \dot{\mathbf{p}}) \quad (5)$$

$$\boldsymbol{\sigma}^R = \dot{\boldsymbol{\sigma}} - \dot{\mathbf{R}} \cdot \mathbf{R}^T \cdot \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \dot{\mathbf{R}} \cdot \mathbf{R}^T \quad (6)$$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}}^p = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_0^{n_\epsilon} \left( \Gamma_\sigma \boldsymbol{\sigma} - \Gamma_{p\sigma} \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} \right) \quad (7)$$

$$\dot{\mathbf{p}} = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_0^{n_p} \left( \Gamma_{p\sigma} \boldsymbol{\sigma} - \Gamma_p \frac{\partial F}{\partial \mathbf{p}} \right) \quad (8)$$

$$\dot{\delta} = -\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_0^{n_\delta} \Gamma_\delta \frac{\partial F}{\partial \delta} \quad (9)$$

$$\frac{F}{F_m} = \frac{p^2}{2} - \frac{p^2}{2\delta} + c_1 p + c_2 \ln(c_3 + c_4 p + p^2) - \frac{\boldsymbol{\sigma}_d : \mathbf{p}}{2G} \quad (10)$$

Константы для предложенной модели определяли в несколько этапов с использованием различных экспериментальных данных:

1. Решение задачи минимизации невязки между экспериментальной диаграммой деформирования (при квазистатическом нагружении) и расчётом. В процессе данной процедуры определяются значения кинетических коэффициентов в уравнениях для внутренних переменных.

2. Решение задачи минимизации невязки между экспериментальной диаграммой деформирования (при динамическом нагружении при скоростях деформации  $10^2$ - $10^3$  с $^{-1}$ ) и расчётом. При этом определяются значения констант, отвечающих за скоростную чувствительность материала.

3. Решение задачи минимизации невязки между экспериментальными данными (диаграммами деформирования или некоторыми отдельно взятыми механическими характеристиками, например, пределы текучести и прочности) и расчётом при повышенных температурах. Данный шаг служит для определения констант, отвечающих за термическое разупрочнение материала.

Построенная модель успешно применена для описания поведения ряда материалов при ударно-волновом нагружении с использованием лазера. Проведено сравнение с экспериментальными данными [2]. Сравнились профили скорости свободной тыльной поверхности нагружаемой мишени. Получено хорошее соответствие расчёта и эксперимента.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 21-79-30041).*

1. Баяндин Ю.В., Билалов Д.А., Уваров С.В. Верификация широкодиапазонных определяющих соотношений для упруговязкопластических материалов с использованием теста Тейлора–Гопкинсона // Вычислительная механика сплошных сред. 2020. Т. 13, № 4. С. 449–458.
2. Seddik R., Rondepierre A., Prabhakaran S., Morin L., Favier V., Palin-Luc T., Berthe L. Identification of constitutive equations at very high strain rates using shock wave produced by laser // European Journal of Mechanics / A Solids. 2022. V. 92. P. 104432.

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ  
ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ УРАВНЕНИЙ ГЦК МЕТАЛЛОВ**

Майер А.Е., Фомин Е.В., Леканов М.В., Грачёва Н.А.,  
Красников В.С., Погорелко В.В., Латыпов Ф.Т.  
*Челябинский Государственный Университет, Челябинск*

В докладе рассказывается о работах коллектива по развитию методов машинного обучения для имитации деформационного поведения ГЦК металлов (алюминий, медь, никель). Искусственные нейронные сети (ИНС), обученные по результатам молекулярно-динамического (МД) моделирования, применяются в качестве тензорных уравнений состояния, описывающих нелинейную связь напряжений и деформаций в упругой области [1, 2], а также для описания порога нуклеации дислокаций и начала пластического течения [3–5]. Метод Байеса используется для автоматической идентификации параметров модели дислокационной пластичности, используя наборы данных МД [2, 5]. Комбинация ИНС и модели дислокационной пластичности применяется для описания упругопластического течения металлов, в том числе структуры и динамики ударных волн [1, 2].

*Работа выполнена за счет РНФ (проект № 20-11-20153).*

1. Gracheva N.A., Lekanov M.V., Mayer A.E., Fomin E.V. Application of neural networks for modeling shock-wave processes in aluminum // *Mech. Solids* 2021. V. 56. P. 326–342.
2. Mayer A.E., Lekanov M.V., Grachyova N.A., Fomin E.V. Machine-Learning-Based Model of Elastic—Plastic Deformation of Copper for Application to Shock Wave Problem // *Metals* 2022. V. 12. P. 402.
3. Mayer A.E., Krasnikov V.S., Pogorelko V.V. Dislocation nucleation in Al single crystal at shear parallel to (111) plane: Molecular dynamics simulations and nucleation theory with artificial neural networks // *Int. J. Plast.* 2021. V. 139. P. 102953.
4. Mayer A.E., Krasnikov V.S., Pogorelko V.V. Homogeneous nucleation of dislocations in copper: Theory and approximate description based on molecular dynamics and artificial neural networks // *Comp. Mat. Sci.* 2022. V. 206. P. 111266.
5. Latypov F.T., Fomin E.V., Krasnikov V.S., Mayer A.E. Dynamic compaction of aluminum with nanopores of varied shape: MD simulations and machine-learning-based approximation of deformation behavior // *Int. J. Plast.* 2022. V. 156. P. 103363.

## ХАРАКТЕРИСТИКА ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ФУНКЦИЙ

Максимов П.В., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современные материалы, как правило, обладают сложной структурой, которая определяет их уникальные свойства. Описание структуры на основе двухмерных изображений позволяет однозначно вычислять её характеристики, что в свою очередь делает возможным корректное сравнение структур материалов и расчёт их эффективных свойств. Перспективным для решения этой задачи является метод корреляционных функций, который позволяет также решать обратную задачу построения структур с заданными свойствами [1]. Последнее важно для создания цифровых двойников и моделирования.

Разработан вычислительный метод построения корреляционной функции для описания двухфазной структуры, позволяющий выявить характерные размеры её элементов. На рис. 1 представлены исходные картины одного и того же участка поверхности реального образца.

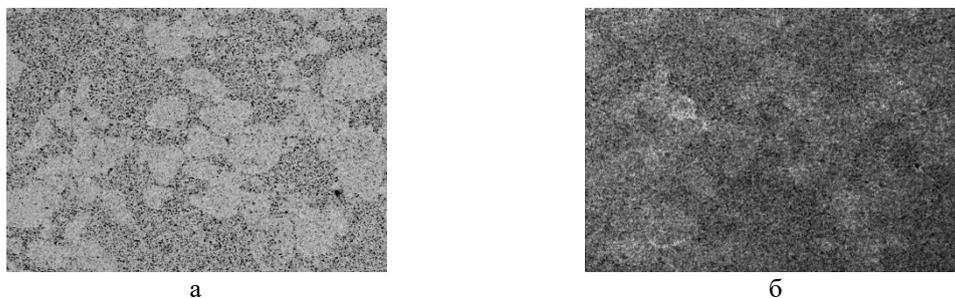


Рис. 1. Исходные картины одного и того же участка образца: а) «светлая» картина; б) «тёмная» картина

На первом этапе метода осуществляется модификация имеющихся картинок на основе анализа взаимного расположения тёмных и светлых участков. Для этого сначала анализируются графики распределения цветов в чёрно-белой шкале (рис. 2).

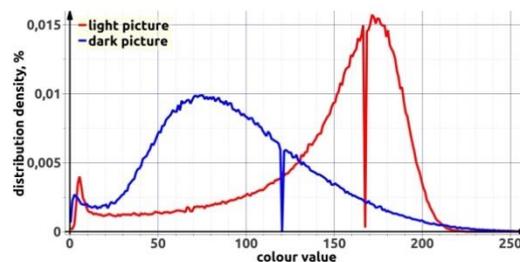


Рис. 2. Графики распределения пикселей для «светлой» (красный график) и «тёмной» (синий график) картин в чёрно-белой шкале

На горизонтальной оси этого графика расположены значения от 0 до 255, отвечающие за все возможные оттенки серого, а по вертикальной оси - доля пикселей, имеющая соответствующий оттенок. Анализ графиков на рис. 2 позволяет выявить два локальных максимума и один локальный минимум для каждой кривой. Следовательно, представленная на рис. 1 структура с высокой долей вероятности является двухфазной. Пиксели, цветовое значение которых расположено левее точки минимума, относятся к «чёрной» фазе, остальные пиксели – к «белой» фазе.

Следующий этап разделения пикселей по фазам представляет собой многошаговый алгоритм, основанный на анализе фаз соседних пикселей. На каждом  $n$ -м шаге этого алгоритма для каждого пиксела текущей картины определяется, какой будет его фаза на следующем,  $(n+1)$ -м шаге. Для этого сначала вычисляется средняя доля пикселей, относящихся к «чёрной» ( $p^n$ ) и «белой» ( $q^n$ ) фазам, для всей картины. Затем для каждого

пиксела с индексами  $i, j$  определяются доли соседних пикселей, принадлежащих каждой из фаз - «чёрной» ( $p_{ij}^n$ ) и «белой» ( $q_{ij}^n$ ). Соседним пикселем считается пиксел, расстояние от которого до данного пиксела не превышает  $R$ .

После вычисления всех значений  $p_{ij}^n$  и  $q_{ij}^n$  они используются для определения фазы каждого пиксела на  $(n+1)$ -м шаге в рамках следующего алгоритма: если пиксел с индексами  $(i, j)$  на текущем  $n$ -м шаге относится к «чёрной» фазе ( $\varphi_{ij}^n = 1$ ), то при условии  $p_{ij}^n < p_{ij}^n / (p_{ij}^n + \alpha \cdot q_{ij}^n)$  его фаза на следующем шаге изменится ( $\varphi_{ij}^{n+1} = 2$ ), в обратном случае ( $p_{ij}^n \geq p_{ij}^n / (p_{ij}^n + \alpha \cdot q_{ij}^n)$ ) его фаза останется прежней ( $\varphi_{ij}^{n+1} = 1$ ). Если пиксел на текущем шаге принадлежит «белой» фазе, применяется аналогичный алгоритм.

Данный алгоритм является циклическим: условием его остановки является достаточно малое число переключений пикселей между фазами за один шаг алгоритма ( $K_{min}$ ). Параметр  $\alpha$  ( $\alpha \geq 1$ ) определяет, насколько легко происходит изменение фазы пиксела: чем больше данный параметр, тем менее вероятен переход пиксела в другую фазу, и наоборот. На рис. 3 представлены модифицированные картины распределения фаз анализируемого участка.

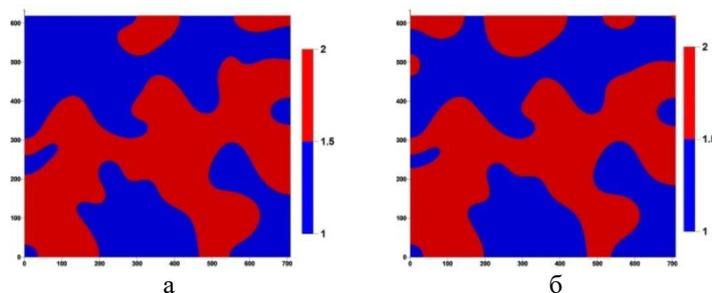


Рис. 3. Модифицированные картины распределения фаз при  $\alpha = 1,0$ ;  $R = 10$ ;  $K_{min} = 1000$ : а) для «светлой» картины; б) для «тёмной» картины

Наконец, осуществляется построение корреляционных функций для каждой фазы. Значением корреляционной функции  $f_l(r)$  является вероятность того, что на расстоянии  $r$  от произвольно выбранного пиксела внутри фазы с номером  $l$  вдоль произвольного направления находится пиксел внутри той же самой фазы  $l$ . На рис. 4 представлены графики корреляционных функций для картин распределения фаз на рис. 3.

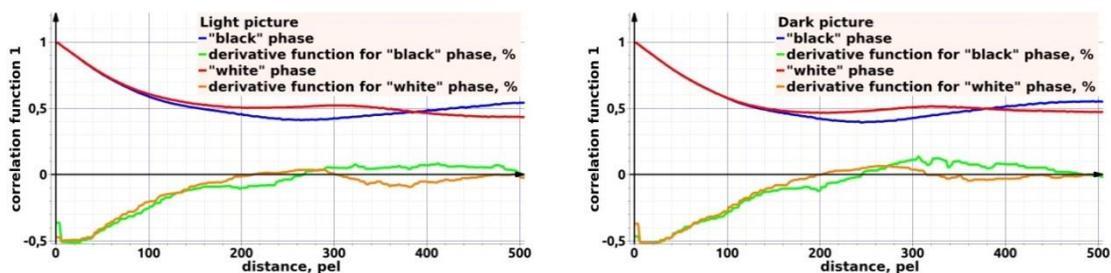


Рис. 4. Корреляционные функции и их производные для «чёрной» (синий и зелёный графики) и «белой» (красный и оранжевый графики) фаз на «светлой» (а) и «тёмной» (б) картинах при  $\alpha = 1,0$ ;  $R = 10$ ;  $K_{min} = 1000$

Характерным размером структуры для каждой фазы является наименьшее значение расстояния  $r$ , при котором достигается локальный минимум функции  $f(r)$ , т.е. значение её производной  $\partial f(r)/\partial r$  меняет знак с отрицательного на положительный. С помощью графиков на рис. 4 можно определить средние для «светлой» и «тёмной» картин характерные размеры структуры для «чёрной» и «белой» фаз: около 260 и 200 пикселей соответственно.

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

1. Карсанина М.В. Моделирование и реконструкция структуры и свойств пористых сред с помощью корреляционных функций: дисс. на соискание учёной степени канд. физ.-мат. наук: 25.00.10. – Институт динамики геосфер РАН, Москва, 2016 – 137 с.

**ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ТВЕРДОСТЬ  
ДВОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ**

Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современные технологии производства конструкционных и функциональных материалов позволяют получать высокоэффективные композиты, обладающие сложной многоуровневой структурой на различных пространственных масштабах. В настоящее время существует несколько способов формирования структуры керамических композитов, например, композиты с равномерным распределением включений по объему, с градиентом концентрации включений, а также двойные композиты, в которых различные композиционные составы формируют матрицу и гранулы [1]. К настоящему времени основные результаты по двойным композитам получены экспериментально. Однако ряд ограничений натурального эксперимента, в частности, невозможность варьировать в широких пределах долю и пространственное расположение включений, не позволяет установить конкретные зависимости свойств таких композитов от параметров их структуры. В этом случае перспективно использовать методы компьютерного моделирования.

Целью данной работы было исследование влияния объемного содержания гранулы  $TaB_2-SiC$  в матрице  $ZrB_2-SiC$  на эффективную твердость такого двойного композита. Отметим, что композиты на основе карбидов и диборидов отличаются высокой твердостью, высокой температурой плавления и большой сопротивляемостью к окислительным процессам, что делает их перспективными для использования в авиационной, ракетостроительной и т.д. [2].

В качестве численного метода моделирования использовался метод подвижных клеточных автоматов, который является представителем вычислительной механики частиц. Данный метод позволяет успешно моделировать процессы генерации повреждений и распространения трещин в материалах различной природы с явным учётом элементов его внутренней структуры на различных масштабах [3]. Предлагается оценивать твердость рассматриваемых композитов на основе трёхмерного моделирования измерительного индентирования пирамидой Виккерса на мезоуровне. Варьировалось объёмное содержание гранулы на основе  $TaB_2$  [4] (от 10 до 50%) в матрице на основе  $ZrB_2$  [5], объёмное содержание микровключений  $SiC$  [6] в обеих фазах оставалось постоянным (20%). По результатам моделирования были построены зависимости силы вдавливания от глубины внедрения индентора. Значения твердости определяли путем обработки результатов моделирования по методике Оливера-Фарра [7].

Полученные результаты показали, что увеличение объемного содержания гранул  $TaB_2-SiC$  от 10 до 30 % приводит к повышению твердости при индентировании в область между гранулами до 15 % по сравнению с гомогенным распределением частиц в композите  $ZrB_2(80)-SiC(20)$  (состав матрицы дуального композита). Однако дальнейшее увеличение объемного содержания гранул до 40-50 % приводит к уменьшению эффективной твердости двойного композита.

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

1. Monteverde F., Melandri C., Failla S., et al. Escape from the strength-to-toughness paradox: Bulk ceramics through dual composite architectures // J. Eur. Ceram. Soc. 2018. V. 38(8). P. 2961–2970.
2. Ren X., Wang L., Feng P., et al. Low temperature synthesis of pure phase  $TaB_2$  powders and its oxidation protection modification behaviors for Si-based ceramic coating in dynamic oxidation environments // Ceramics International. 2018. V. 44(13). P. 15517–15525.
3. Psakhie S.G., Smolin A.Y., Shilko E.V., et al. Modeling nanoindentation of TiCCaPON coating on Ti substrate using movable cellular automaton method // Comp. Mat. Sci. 2013. V. 76. P. 89–98.
4. Zhang X., Hilmas G.E., Fahrenholtz W.G. Synthesis, densification, and mechanical properties of  $TaB_2$  // Mat. Lett.

2008. V. 62(27). P. 4251–4253.

5. Golla B.R., Mukhopadhyay A., Basu B., Thimmappa S.K. Review on ultra-high temperature boride ceramics // *Prog. Mater. Sci.* 2020. V. 111. P. 100651.

6. Aradhya K.S.S., Doddamani M.R. Characterization of mechanical properties of SiC/Ti-6Al-4V metal matrix composite (MMC) using finite element method /// *American Journal of Materials Science.* 2015. V. 5. P. 7.

7. Oliver W., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mat. Res.* 1992. V. 7(6). P. 1564–1583.

## РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННЫХ МОДЕЛЕЙ МАТЕРИАЛОВ ЭНДОПРОТЕЗА ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА

Мартышина И.П., Еремина Г.М., Милейкин Д.А., Смолин А.Ю.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время одной из основных причин инвалидизации среди населения являются дегенеративно-дистрофические заболевания позвоночника [1]. Максимальным дегенеративным изменениям подвержен межпозвоночный диск, который требует замены на искусственный элемент (имплант). Структурные, функциональные факторы делают разработку эффективного и надежного искусственного диска сложной задачей. Искусственные межпозвоночные диски должны обеспечивать необходимое распределение напряжений на позвонки для снижения рисков дегенерации и обеспечения регенерации окружающих имплант биологических тканей. Отсутствие разрушения тканей и возможность регенерации в области крепления эндопротеза позволяют продлить его эксплуатационный ресурс. Дополнительную проблему представляет значительная остеопения и остеопорозные изменения позвонков, часто обнаруживаемая у людей, которым требуется замена межпозвоночных дисков [2]. Наибольшему повреждению подвержены отделы позвоночника поясничной области (L3-S1). Поэтому в настоящее время важной задачей является исследование механического поведения поясничного отдела позвоночника с эндопротезом межпозвоночного диска при динамическом нагружении с учетом дегенеративно-дистрофических изменений окружающих его тканей. Высокую эффективность показали эндопротезы М6-L [3]. Обязательным этапом построения любой модели механического поведения материала является проверка ее на адекватность (валидация). При этом будем считать модель адекватной, если результаты моделирования и экспериментальные данные будут иметь определенную степень количественного и качественного соответствия (согласия между кривыми нагружения).

В связи с вышесказанным целью данной работы является разработка моделей материалов эндопротеза М6-L, их валидация и верификация.

Необходимость варьирования в широких пределах характерных скоростей нагружения и необходимость учета разрушения твердофазных компонентов определили выбор компьютерного моделирования методом частиц в качестве основного способа проведения исследований. Представителями метода частиц, применяемыми для решения поставленной задачи, являются метод подвижных клеточных автоматов (ПКА) [4].

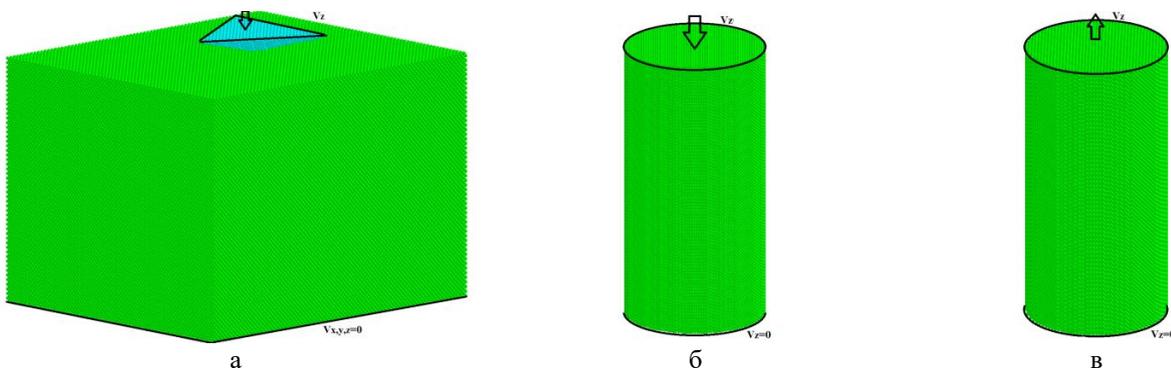


Рис. 1. Внешний вид модельных образцов, используемых для валидации моделей материалов импланта: модельный образец для теста по измерительному индентированию титанового сплава (а), модельный образец для теста по одноосному растяжению эластомера (б), модельный образец для теста по одноосному сжатию полиэтилена (в)

Для валидации модели Ti6Al4V были проведены численные исследования механического поведения титанового сплава при индентировании [5]. В качестве контртела использовался индентор Берковича. На этапе валидации модели предполагалось, что в материале отсутствует пористость. В соответствии с экспериментальными данными для

подложки были выбраны следующие значения параметров:  $\rho = 4500 \text{ кг/м}^3$ ,  $G = 41 \text{ ГПа}$ ,  $K = 100 \text{ ГПа}$  и  $\sigma_y = 2 \text{ ГПа}$ . В экспериментах по наноиндентированию обычно используются алмазные пирамиды Берковича. Модельный образец имел следующие геометрические параметры: высота 3.5 мкм, ширина и длина составлял 4 мкм (рис. 1а). Процесс нагружения имитировался путем задания одинаковой скорости движения всем автоматам индентора. По результатам численного моделирования измерительного индентирования была построена зависимость силы от смещения вдоль оси нагружения. Полученная диаграмма имеет хорошее качественное и количественное соответствия экспериментальным данным.

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (UHMWPE) при создании импланта межпозвоночного диска используется для создания кольца, имитирующего функции фиброзных колец. Моделировался образец цилиндрической нормы высотой 10мм и диаметром 5 мм (рис. 1б). В качестве входных параметров задавались параметры модуля упругости  $E=600 \text{ МПа}$ , предела прочности  $\sigma_y=17 \text{ МПа}$ , плотности  $\rho=1.18 \text{ г/см}^3$ . Скорость нагружения составляла 60 мм/мин (1.0мм/с) [6]. По результатам численного моделирования одноосного сжатия костного цемента была построена зависимость силы от смещения вдоль оси нагружения. Полученная диаграмма имеет хорошее качественное и количественное соответствие экспериментальным данным.

Материал TSP-CU (высокотемпературный, термопластичный полиуретан.) используется при создании импланта межпозвоночного диска для создания внутренней части имитирующей функцию пульпозного ядра. Для валидации модели материала имитировалось одноосное растяжение (рис. 1в) в соответствии со стандартом ISO 527-2. Для упрощения геометрии численной модели моделировалась только «рабочая часть» экспериментального образца. Моделировался образец цилиндрической нормы высотой 40мм и диаметром 20 мм. В качестве входных параметров задавались параметры модуля упругости  $E=13 \text{ МПа}$ , предела прочности  $\sigma_y = 24 \text{ МПа}$ , плотности  $\rho = 0.950 \text{ г/см}^3$  [7]. Скорость нагружения составляла 100 мм/мин (1.67 мм/с). Моделировалось нагружение до деформации 50%. По результатам численного моделирования одноосного растяжения была построена зависимость напряжения от деформации вдоль оси нагружения. Полученная диаграмма имеет хорошее качественное и количественное соответствие экспериментальным данным.

По результатам работы установлено, что разработанные численные пороупругие модели материалов позвоночника и упруго-пластические модели материалов ЭП на основе метода ПКА могут быть использованы в дальнейшем для построения трехмерных моделей поясничного отдела позвоночника с целью прогнозирования напряженно-деформированного состояния.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 21-79-00296.*

1. Salzman S.N., Plais N., Shue J., Girardi F.P. Lumbar disc replacement surgery-successes and obstacles to widespread adoption // Curr. Rev. Musculoskelet. Med. 2017. V. 10(2). P.153–159.
2. Hansson T., Sandström J., Roos B. The bone mineral content of the lumbar spine in patients with chronic low back pain // Spine. 1985. V. 12. P. 158–160.
3. Lazennec J.Y. Lumbar and cervical viscoelastic disc replacement: Concepts and current experience // World J Orthop. 2020. V. 11(8). P. 345–356.
4. Psakhie S.G., Smolin A.Y., Shilko E.V., Anikeeva G. M., Pogozhev Y.S., Petrzhik M.I., Levashov E.A. Modeling nanoindentation of TiCCaPON coating on Ti substrate using movable cellular automaton method // Comp. Mat. Sci. 2013. V. 76. P. 89–98.
5. Levashov E.A., Petrzhik M.I., Shtansk, D.V., Kiryukhantsev-Korneev F.V., Sheveiko A.N., Gunderov D.V., Prokoshkin S.D., Korotitskiy A.V., Smolin, A.Yu. Nanostructured Titanium Alloys and Multicomponent Bioactive Films: Mechanical Behavior at Indentation // Mater. Sci. Eng. A. 2013, V. 570. P. 51–62.
6. Zhang K., Li W., Wang X., Yao W., Song P., Zhao C. A constitutive model of the compressive mechanical properties of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) at different temperatures and different strain rates // Mat. Res. Express. 2020. V. 6(12). P. 125370.
7. Shanks R.A., Kong I. General Purpose Elastomers: Structure, Chemistry, Physics and Performance // Adv. Elastomers. 2013. V. I. P. 11–45.

## АНАЛИЗ ФАКТОРОВ КАЧЕСТВА ДЛЯ ПЬЕЗОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ИЗ ПОРИСТОЙ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ

<sup>1</sup>Наседкин А.В., <sup>1,2</sup>Нассар М.Э.

<sup>1</sup>Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

<sup>2</sup>Университет Менуфия, Эль-Менуфия, Египет

Пьезоэлектрические преобразователи имеют многочисленные применения в современной технике благодаря ярко существенной электромеханической связанности. Пьезопреобразователи можно подразделить на два основных класса: пьезоэлектрические сенсоры и пьезоэлектрические актуаторы. Сенсоры обычно за счет прямого пьезоэффекта трансформируют механические внешние воздействия в электрические поля, т.е. преобразуют механическую энергию в электрическую. Наоборот, актуаторы как правило за счет обратного пьезоэффекта трансформируют электрические воздействия в механические движения, т.е. преобразуют электрическую энергию в механическую. Естественно, что в реальности в силу электромеханической связанности при воздействиях одного типа возникают как механические, так и электрические поля. Поэтому для оценки и предсказания эффективности преобразования механической энергии в электрическую и обратно необходимо использовать различные показатели или факторы качества (figures of merit или FOMs). Эти показатели достаточно разнообразны и относятся как к показателям эффективности преобразования энергии для материала, так и для отдельного устройства при конкретных применениях.

В настоящей работе рассматриваются два типа пористых пьезокерамических материалов: обычные пористые системы (ordinary porous system – OPS) и системы с металлизированными поверхностями пор (system with metalized pore surfaces – SMPS). Пористая пьезокерамика в последние годы находит многочисленные успешные применения в гидроакустике, медицинском ультразвуке, пьезогенераторах возобновляемой энергии и др. Ее преимущества по сравнению с плотной керамикой обусловлены тем, что она имеет меньший акустический импеданс при высоком продольном пьезокоэффициенте деформации  $d_{33}$ , а ее коэффициенты пьезочувствительности возрастают с ростом пористости. Для устранения очевидного недостатка OPS, связанного с ее более низкими прочностными свойствами, относительно недавно была разработана технология, которая позволила получать пористые пьезокерамические материалы с металлизированными или с легированными другими веществами поверхностями пор. Как показали исследования ([1, 2], и др.), SMPS имеет ряд особенностей в поведении эффективных модулей в зависимости от пористости по сравнению с OPS. Таким образом, становится актуальным анализ возможностей применения материалов SMPS в сравнении с OPS и плотной пьезокерамикой в качестве активных элементов пьезоэлектрических сенсоров и актуаторов.

В [2, 3] были изучены зависимости от пористости различных показателей качества для материалов SMPS и OPS, а также были предложены новые FOMs. Были выделены FOMs, ориентированные на сенсорные применения (S) и на актуаторные применения (A). Все эти FOMs являются показателями эффективности для материала и вычисляются, исходя из значений модулей пьезокерамического материала (упругих податливостей  $s_{\alpha\beta}^E$ , пьезомодулей  $d_{j\beta}$ , диэлектрических проницаемостей  $\varepsilon_{ij}^T$ ).

Одними из общепринятых FOMs являются коэффициенты электромеханической связи (КЭМС). Среди разнообразных определений КЭМС здесь используется формула

$$k_{j\beta}^2 = \frac{d_{j\beta}^2}{\varepsilon_{jj}^T s_{\beta\beta}^E}, \quad (1)$$

в которой не различаются сенсорные и актуаторные применения.

Введем также коэффициенты преобразования для сенсоров и актуаторов [2, 3]

$$(TC_{j\beta})_S = \frac{d_{j\beta}^2}{\varepsilon_{jj}^T}, (TC_{j\beta})_A = \frac{d_{j\beta}^2}{s_{\beta\beta}^E}. \quad (2)$$

Используя (1), (2), можно определить следующие FOMs

$$\lambda_{j\beta\max} = \frac{(1 - \sqrt{1 - k_{j\beta}^2})^2}{k_{j\beta}^2}, (FOM_{j\beta})_S = \frac{\lambda_{j\beta\max}}{k_{j\beta}^2} (TC_{j\beta})_S, (FOM_{j\beta})_A = \frac{\lambda_{j\beta\max}}{k_{j\beta}^2} (TC_{j\beta})_A. \quad (3)$$

Для композитных материалов в (1)–(3) используются эффективные модули  $s_{\alpha\beta}^{E\text{eff}}$ ,  $d_{j\beta}^{\text{eff}}$ ,  $\varepsilon_{jj}^{T\text{eff}}$ , вычисленные из решений задач гомогенизации для SMPS и OPS [1, 2].

Типичное поведение  $(FOM_{j\beta})_S$  и  $(FOM_{j\beta})_A$  в зависимости от объемной доли пористости  $v_p$  представлено на рис. 1, где для SMPS рассматривается композит с полностью металлизированными поверхностными пор пренебрежимо малой толщины [3], а через  $r(FOM_{j\beta})_{S,A}$  обозначены значения показателей качества для композита, отнесенные к соответствующим значениям для сплошного материала, т.е. относительные значения.

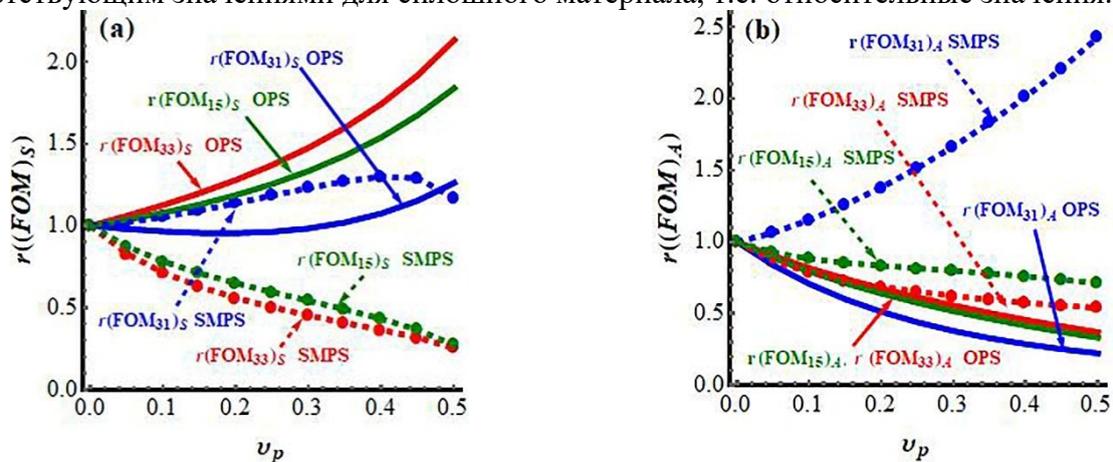


Рис. 1. Зависимости относительных факторов качества от пористости для SMPS и OPS

Как видно из рис. 1а, OPS обладает лучшими сенсорными свойствами для продольных и сдвиговых режимов работы. Однако SMPS имеет более высокий показатель  $r(FOM_{31})_S$  при  $v_p < 0.45$ , т.е. SMPS предпочтительнее OPS при работе сенсоров на поперечном пьезоэффекте. Рис. 1б показывает, что для SMPS можно ожидать хорошие показатели эффективности для актуаторных применений, особенно при поперечных режимах работы. Для проверки данных предположений можно по методологии [3] исследовать тарелкообразные пьезопреобразователи с пьезодисками, выполненные из OPS и SMPS.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-11-00302 (<https://rscf.ru/project/22-11-00302>) в Южном федеральном университете.*

1. Nasedkin A., Nassar M.E. Comprehensive numerical characterization of a piezoelectric composite with hollow metallic inclusions using an adaptable random representative volume // *Computers and Structures*. 2022. V. 267. 106799 doi: 10.1016/j.compstruc.2022.106799.
2. Nasedkin A., Nassar M.E. Numerical characterization of a piezoelectric composite with hollow metal fillers including new figures of merit, pore shape effects, and distinct piezoceramic types // *International Journal of Mechanics and Materials in Design*. 2022. doi: 10.1007/s10999-022-09595-9.
3. Nasedkin A.V., Nassar M.E. A new figure of merit for evaluating the performance of piezoelectric actuators // *Физика бесвинцовых пьезоактивных и родственных материалов. Моделирование эко-систем (Анализ современного состояния и перспективы развития): сб. тр. Девятого Межд. междисциплинарного молодежного симпозиума (Ростов-на-Дону, 28–30 декабря 2020 г.)* Ростов-на-Дону; Таганрог: Изд-во ЮФУ, 2020. С. 198-201.
4. Nasedkin A.V., Nasedkina A.A., Rajagopal A. Analysis of cymbal transducer from porous piezoceramics PZT-4 with various material properties based on ANSYS / *Advanced Materials – Proc. Int. Conf. “Physics and Mechanics of New Materials and Their Applications”*, PHENMA 2017. Springer Proceedings in Physics. Vol. 207. Eds. I.A. Parinov, S.-H. Chang, V.K. Gupta. Heidelberg, New York, Dordrecht, London: Springer Cham. 2018. Ch. 42. P. 533-547.

## КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ РАСЧЕТ ДИСКОВОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ С ТАРЕЛКООБРАЗНЫМИ НАКЛАДКАМИ В АКУСТИЧЕСКОЙ СРЕДЕ

Наседкин А.В., Наседкина А.А.

*Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону*

Гибкие пьезопреобразователи широко применяются в качестве активных материалов для актуаторов, сенсоров и излучателей. Одним из таких пьезопреобразователей является тарелкообразный (cymbal) преобразователь, который в стандартном исполнении является трехслойной конструкцией. В этом преобразователе активным элементом является поляризованный по толщине пьезокерамический диск, на который сверху и снизу приклеены металлические тарельчатые накладки (рис. 1).

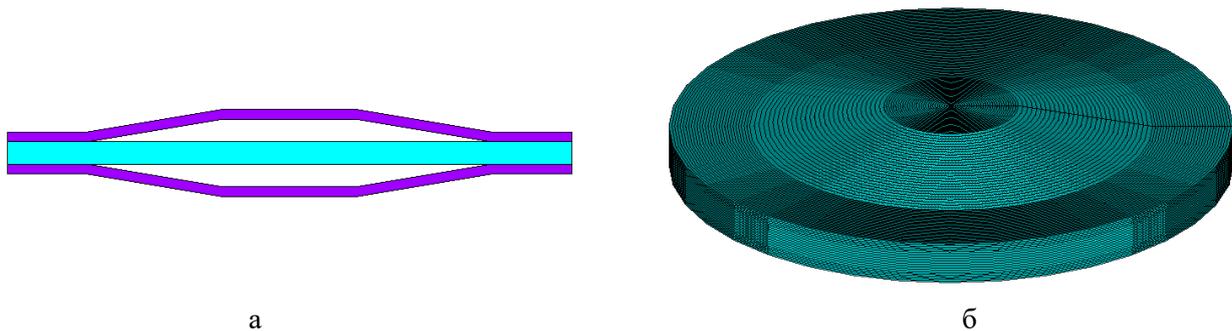


Рис. 1. Тарелкообразный пьезопреобразователь: меридиональное сечение (а); полный вид (б)

Тарелкообразный преобразователь работает на радиальных модах колебаний пьезокерамического диска. При этом тарельчатые накладки за счет своей гибкости смещаются также в вертикальном направлении, причем достаточно существенно. Исследования, проведенные для стандартного преобразователя, показали, что продольный эффективный пьезокоэффициент  $d_{33}^{\text{eff}}$  линейно зависит от продольного пьезомодуля  $d_{33}$  и поперечного пьезомодуля  $d_{31}$  материала пьезокерамического диска, т.е.  $d_{33}^{\text{eff}} = a_1 d_{33} - a_2 d_{31}$ , где  $a_1$ ,  $a_2$  – неотрицательные величины, зависящие от геометрических размеров. Из этой формулы следует, что эффективность преобразования электрической энергии в механическую и наоборот можно повышать как варьированием размеров конструкции, так и подбором материала пьезокерамики с высокими значениями модулей  $d_{33}$  и  $|d_{31}|$ . Результаты численного анализа эффективных свойств пористых пьезокерамических материалов с поверхностями пор, покрытыми тонкими слоями металла, показали [1, 2], что пьезомодули  $d_{33}$  и  $|d_{31}|$  у таких материалов возрастают с ростом пористости. В связи с этим такой композитный материал представляется перспективным для использования в тарелкообразном пьезопреобразователе.

В настоящей работе в продолжение [3] в конечно-элементном комплексе ANSYS был исследован тарелкообразный пьезопреобразователь стандартной формы, нагруженный на акустическую среду. В качестве материала диска были рассмотрены следующие типы пьезокерамик: сплошная пьезокерамика; обычная пористая пьезокерамика (материал типа I); 2) пористая пьезокерамика с полностью металлизированными поверхностями пор очень малой толщины (материал типа II).

Результаты вычислительных экспериментов показали, что первые резонансные и антирезонансные частоты тарелкообразного преобразователя без учета акустической среды уменьшаются с ростом пористости для обоих вариантов пористой пьезокерамики, но характер убывания частот существенно отличается. Это различие обуславливает изменение коэффициентов электромеханической связи (КЭМС) в зависимости от пористости. Так, для пьезоматериала типа I КЭМС убывает при росте пористости, т.е. первые резонансные частоты электрически менее активны. Однако КЭМС возрастет с ростом пористости для

пьезоматериала типа II, т.е. электрическая активность резонансных частот повышается.

На следующем этапе были исследованы амплитудные характеристики тарелкообразного преобразователя вблизи первых частот электрических резонансов и антирезонансов в его центральной точке и в середине на боковой поверхности. Амплитудно-частотные характеристики исследовались при двух различных типах электрических воздействиях: при заданной разности потенциалов на электродах, покрывающих торцевые поверхности диска, и при заданном электрическом токе (электрическом заряде) на одном электроде с заземленным вторым электродом. Как показали результаты расчетов, максимумы амплитуд смещений в этих двух задачах достаточно существенно отличаются в зависимости от пористости. При этом на величины амплитуд колебаний также существенно влияет тип пористости пьезокерамики.

Было получено, что в случае пьезоматериала типа I при заданной разности потенциалов амплитуды максимумов смещений вблизи резонансных частот убывают с ростом пористости, причем амплитуды осевых перемещений убывают сильнее, чем амплитуды радиальных перемещений. Однако для пьезоматериала типа II максимумы амплитуд осевых перемещений немного возрастают с увеличением пористости, а максимумы амплитуд радиальных перемещений растут значительно более существенно.

Различия в максимумах амплитуд осевых перемещений становятся менее заметными при возбуждении колебаний тарелкообразного преобразователя электрическим зарядом. Здесь для обоих вариантов максимумы амплитуд перемещений незначительно возрастают при увеличении пористости, причем более сильно, как и при возбуждении колебаний разностью потенциалов, для пьезоматериала типа II. Также для обоих вариантов с увеличением пористости наблюдается и рост максимумов амплитуд радиальных смещений.

Отметим, что в обоих случаях на первых резонансных частотах амплитуды осевых перемещений тарелкообразного преобразователя в его центральных торцевых точках оказываются на порядок большими в сравнении с амплитудами радиальных смещений его боковых поверхностей. Таким образом, тарелкообразный преобразователь на первой резонансной частоте эффективно генерирует осевые колебания. Кроме того, использование пьезоматериала типа II повышает эффективность возбуждения колебаний в наибольшей степени. Учет акустической среды, естественно, сдвигает резонансные частоты, уменьшает амплитуды смещений и увеличивает полосу пропускания, но сравнительный анализ использования материалов типа I и II при двух типах электрического возбуждения колебаний позволяет сделать аналогичные заключения.

Таким образом, по результатам проведенных численных расчетов можно сделать вывод о перспективности применения рассмотренных типов композитных пьезокерамик в качестве активных материалов для излучателей акустических волн.

*Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 22-11-00302 (<https://rscf.ru/project/22-11-00302>) в Южном федеральном университете.*

1. Наседкин А.В., Наседкина А.А., Нассар М.Э. Гомогенизация пористых пьезокомпозитов с экстремальными свойствами на границах пор методом эффективных модулей // Известия РАН. МТТ. 2020. № 6. С. 82–92. doi: 10.31857/S057232992005013X
2. Nasedkin A., Nassar M.E. About anomalous properties of porous piezoceramic materials with metalized or rigid surfaces of pores // Mechanics of Materials. 2021. V. 162. 104040. doi: 10.1016/j.mechmat.2021.104040
3. Nasedkin A.V., Nasedkina A.A., Rajagopal A. Analysis of cymbal transducer from porous piezoceramics PZT-4 with various material properties based on ANSYS / Advanced Materials – Proc. Int. Conf. “Physics and Mechanics of New Materials and Their Applications”, PHENMA 2017. Springer Proceedings in Physics. Vol. 207. Eds. I.A. Parinov, S.-H. Chang, V.K. Gupta. Heidelberg, New York, Dordrecht, London: Springer Cham. 2018. Ch. 42. P. 533–547.

## ФОРМИРОВАНИЕ КОНТАКТНЫХ ПЯТЕН НА ГРАНИЦЕ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Начев В.А., Остапчук А.А.

*Институт динамики геосфер имени академика М.А. Садовского РАН, Москва*

Динамика массива горных пород определяется деформационными процессами, протекающими на их границах – разломах земной коры [1]. На соприкасающихся поверхностях блоков горных пород выделяются особые зоны контактного взаимодействия, контактные пятна различного размера. В зависимости от структурных и фрикционных свойств контактных пятен может быть реализован полный спектр режимов скольжения по разлому, который включает непрерывный крип, события медленного скольжения, динамические разрывы с различной скоростью распространения.

В настоящей работе в численных экспериментах исследуются закономерности пространственного распределения контактных пятен, формирующихся при взаимодействии шероховатых поверхностей. Для выполнения численного моделирования на первом этапе были построены фрактальные поверхности, заданные двумерной диапазонно-ограниченной функцией Вейерштрасса [2]:

$$Z(x, y) = c_z \sum_{n=0}^{N-1} q^{(D_s-3)n} \sum_{m=1}^M \sin \left\{ Kq^n \left[ x \cos \left( \frac{2\pi m}{M} \right) + y \sin \left( \frac{2\pi m}{M} \right) \right] + \theta_{nm} \right\}$$

Пример поверхности представлен на рис.1.

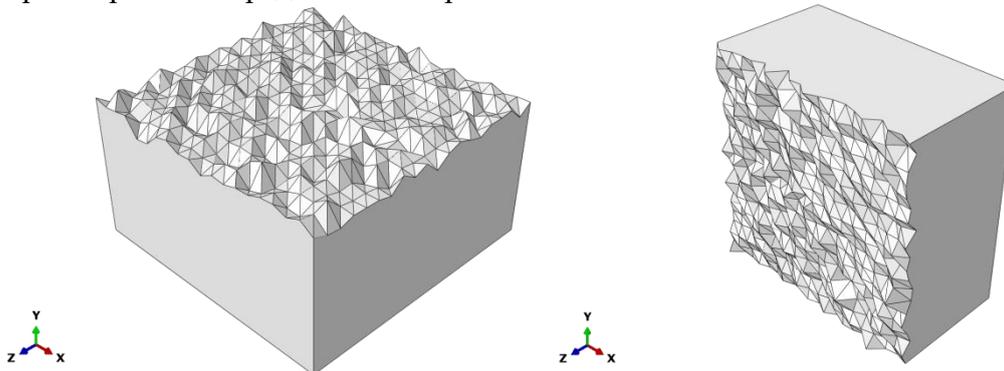


Рис. 1. Модели поверхностей, заданные двумерной диапазонно-ограниченной функцией Вейерштрасса ( $q = 2,7$ ;  $K = 1$ ;  $M = N = 3$ ;  $\theta_{nm} \sim$  равномерно от  $[-\pi, \pi]$ ;  $D_s = 2,17$ )

На втором этапе, для исследования контактного взаимодействия решается задача механики сплошной среды методом конечных элементов в многоцелевом конечно-элементном (КЭ) комплексе Abaqus FEA. На рисунке 2 представлен пример моделирования контактирования двух моделей поверхностей, заданных двумерной диапазонно-ограниченной функцией Вейерштрасса. Для модели с размерами 20x20 м при постоянном сжимающем напряжении 1 МПа максимальные напряжения в зоне образующихся контактов составили 255 МПа, площадь контактов составила 10-15% от площади шероховатой поверхности.

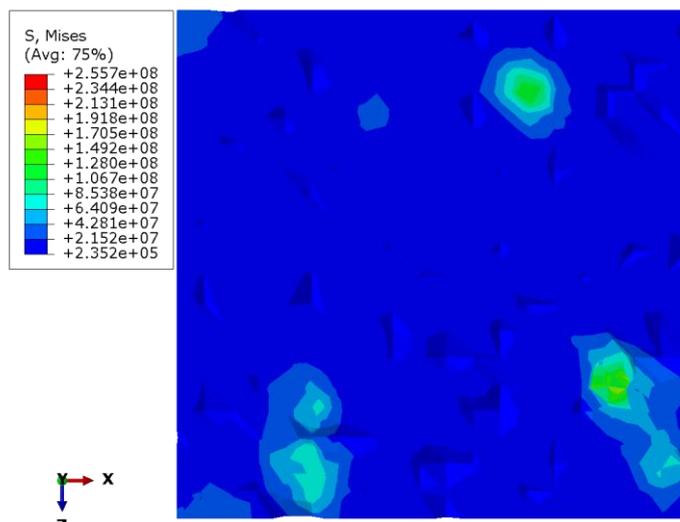


Рис. 2. Результаты моделирования контактирования двух моделей поверхностей, заданных двумерной диапазонно-ограниченной функцией Вейерштрасса, где где S, Mises — второй инвариант тензора напряжений

*Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда 20-77-10087.*

1. Кочарян Г.Г. Геомеханика разломов // М.: ГЕОС. – 2016. – 424 с.
2. Потапов А.А. Теория рассеяния волн фрактальной анизотропной поверхностью // Нелинейный мир. 2001. Т. 6, № 6. С. 3–36.

## СТАТИЧЕСКОЕ СМЕЩЕНИЕ В КОНТАКТНЫХ ЗАДАЧАХ ДЛЯ АНИЗОТРОПНОЙ СРЕДЫ КАК ПРЕДЕЛЬНЫЙ СЛУЧАЙ РЕШЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ

<sup>1,2</sup>Немирович-Данченко М.М., <sup>2</sup>Худорожко И.Н.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

Рассмотрим один метод решения задач волновой эластодинамики в анизотропных средах. Запишем уравнения движения в перемещениях в виде

$$\rho \ddot{u}_i = c_{ijkl} \frac{\partial^2 u_l}{\partial x_j \partial x_k}, \quad (1)$$

а граничные условия будем описывать в напряжениях:

$$\tau_{3k}(x_1, x_2, t) \Big|_{x_3=0} = \begin{cases} 0 & \text{при } t < t_0, \\ T_k(x_1, x_2, t) & \text{при } t \geq t_0 \end{cases}, \quad (2)$$

здесь  $T_k$  – компонента тензора напряжений на поверхности среды.

Задача заключается в том, чтобы определить в точках полупространства  $x_3 \geq 0$  поле смещений  $U_i(x_1, x_2, x_3, t), i=1, 2, 3$ , удовлетворяющее внутри среды уравнению (1), а на поверхности – условиям (2). Применим к левой и правой частям уравнения (1) и к условиям (2) четырёхкратное преобразование Фурье (и по времени, и по пространственным координатам), далее зададимся случаем радиально-симметричного источника силы, тогда решение в общем виде будет выглядеть так:

$$U_i^n(r, \varphi, z, \omega) = \frac{1}{2\pi} \int_0^\infty \widehat{U}_i^n e^{j\alpha_n z} \vec{k} d\vec{k},$$

здесь  $\vec{k}$  – волновой вектор,  $\alpha_n$  – корни характеристического уравнения ( $\alpha_1$  – описывает поперечные смещения, поляризованные в горизонтальной плоскости (квази-SH волна),  $\alpha_2$  – квази-SV – волна,  $\alpha_3$  – P – волна. Символом  $\widehat{U}_i^n$  обозначены 9 комплекснозначных функций, зависящих от выражений  $\alpha_n$ , от значений упругих констант  $c_{ijkl}$ , от функций Бесселя порядка 0, 1 и 2, от значений  $r, \varphi, z, \omega, r, \varphi, z, \omega$ , и от пространственного спектра граничных условий, который в случае радиально-симметричного источника силы записан как  $T(\omega, k_r)$ ,  $k_r = (k_x^2 + k_y^2)^{1/2}$ . Выполняя предельный переход при  $\omega \rightarrow 0$ , можно получить удобные для вычислений формулы статического смещения на контакте для силового воздействия на участок анизотропной среды. Приведем окончательные формулы в следующем виде:

$$U_x = \frac{1}{4\pi c_{44}} M_g \int_0^\infty T_x(\omega, k_r) dk_r,$$

$$U_z = \frac{1}{2\pi c_{44}} M_v \int_0^\infty T_z(\omega, k_r) dk_r,$$

$M_g$  и  $M_v$  – амплитудные множители горизонтальной и вертикальной компонент смещений соответственно. В изотропной среде эти множители зависят только от коэффициента Пуассона  $\sigma$  (или от отношения скорости поперечной волны к скорости продольной волны  $\gamma$ ):

$$M_g^{isotrop} = \frac{3-2\gamma^2}{2(1-\gamma^2)}, \quad M_v^{isotrop} = \frac{1}{2(1-\gamma^2)} = M_g^{isotrop} - 1.$$

Отношение этих множителей можно записать так  $M_g^{isotrop} / M_v^{isotrop} = \frac{2-\sigma}{1-\sigma}$ .

В таблице 1 приводятся значения  $M_g$  и  $M_v$  для некоторых гексагональных

кристаллов. Значения упругих модулей даны в ГПа, а плотности – в кг/м<sup>3</sup>. В последнем столбце дано отношение  $R = \frac{M_g / M_v}{M_g^{isotrop} / M_v^{isotrop}}$ .

Таблица 1. Упругие модули, плотности и амплитудные множители для гексагональных кристаллов

Вещество	C <sub>11</sub>	C <sub>12</sub>	C <sub>13</sub>	C <sub>33</sub>	C <sub>44</sub>	γ	ρ	M <sub>g</sub>	M <sub>v</sub>	M <sub>g</sub> /M <sub>v</sub>	R
Лёд Ih [1]	13,84	7,06	5,81	14,99	3,19	0,46	919	1,60	0,63	2,53	0,98
α-C [2]	1109	139	0	38,7	4,95	0,36	2267	0,17	0,07	2,48	0,90
Ti [3]	162,4	92	69	180,7	46,7	0,51	4506	1,85	0,70	2,65	1,01
Co [3]	307	165	103	358	75,5	0,46	8900	1,67	0,63	2,62	1,02

Полученные формулы используются для калибровки результатов численного моделирования деформирования и разрушения материалов в ближней зоне контакта.

1. Jona F., Scherrer P. Die elastischen Konstanten von Eis Einkristallen // Helv. Phys. Acta. 1952. № 25. P. 35–54.
2. Bosak A. et al. Elasticity of single-crystalline graphite: Inelastic x-ray scattering study // Physical review. B, Condensed matter. 2007. V. 75 (15). 153408.
3. Шульце Г. Металлофизика. М.: Мир. – 1971. – 504 с.

## МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

<sup>1,2</sup>Нехорошева О.А., <sup>3</sup>Зиновьева О.С., <sup>2</sup>Романова В.А.

<sup>1</sup>Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>3</sup>UNSW Canberra Australian Defence Force Academy, Канберра, Австралия

Важным преимуществом аддитивного производства является возможность изготовления изделий с минимальными энергетическими и материальными затратами. Однако существует целый ряд проблем, ограничивающих широкое применение аддитивных технологий для производства изделий из металлов и сплавов. Ключевой проблемой изготовления аддитивных металлических изделий является сложная зависимость их микроструктуры от технологических параметров производства и физико-механических свойств исходных материалов. В частности существенное влияние на текстуру и упругие свойства готового образца оказывает стратегия сканирования. Наличие сложной структуры приводит к анизотропии механических свойств готовых изделий и существенно осложняет прогноз их деформационного поведения в условиях эксплуатации.

Целью работы является численное определение упругих характеристик стали 316L, полученной методом селективного лазерного плавления при двух стратегиях сканирования – однонаправленной и двунаправленной.

В настоящей работе деформационное поведение аддитивной стали 316L описывается в рамках подходов микромеханики с явным учетом зеренной структуры. Модели микроструктур (рис. 1), используемых в конечно-элементных расчётах, были смоделированы в рамках комбинированного подхода на основе методов конечных разностей для расчета термических полей и клеточных автоматов для моделирования кристаллизации (Cellular Automata Finite Difference – CAFD) [1, 2].

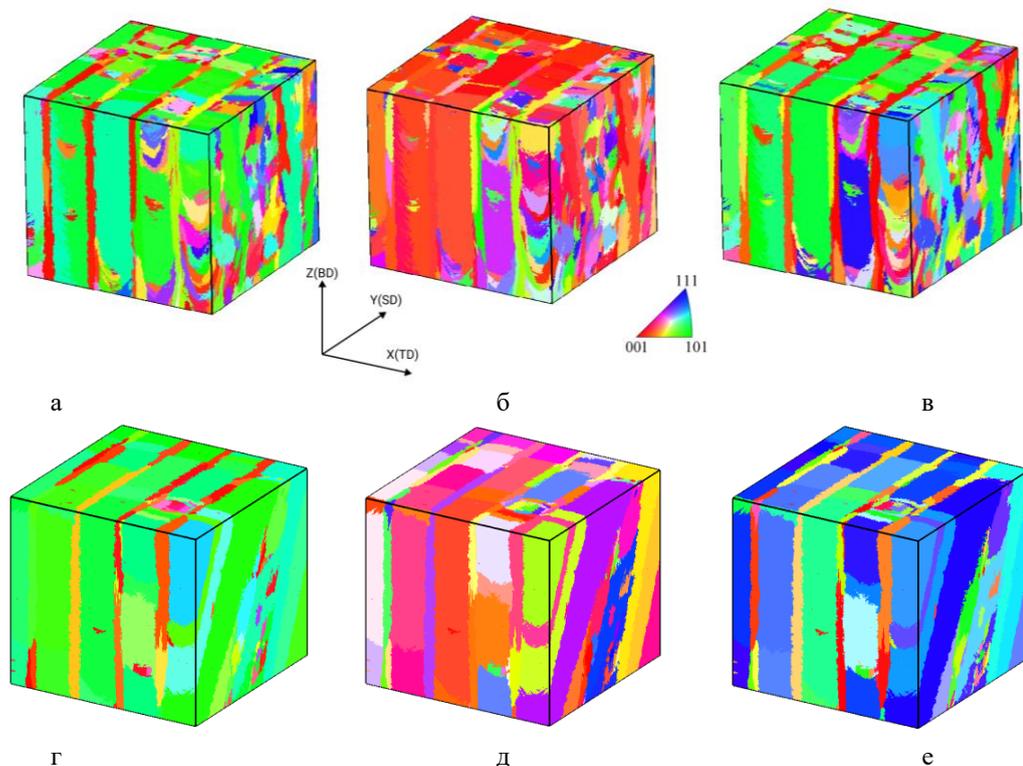


Рис. 1. Микроструктурные модели в цветовой шкале обратных полюсных фигур для двунаправленной стратегии сканирования относительно направлений TD (а), SD (б) и BD (в); для однонаправленной – TD (г), SD (д) и BD (е)

Анализ напряженно-деформированного состояния показал, что кристаллографическая текстура, возникающая в процессе СЛП, оказывает существенное влияние на картины напряженного состояния на мезоуровне. В центральной части треков образуются зерна с преимущественно кубической ориентацией вдоль направлений сканирования и наращивания слоев, характеризующиеся более низкими модулями упругости вдоль соответствующих направлений. В случае расположения треков друг над другом материал на мезоуровне ведет себя как слоистый композит, в котором слои зерен испытывающие различный уровень напряжений, периодически повторяются. При нагружении вдоль различных направлений различные слои являются областями концентраций напряжений, или напротив областями разрежения.

Численные исследования показали, что однонаправленная стратегия сканирования приводит к более острой текстуре и более выраженной анизотропии упругих свойств, в то время как стратегия двунаправленного сканирования приводит к ортотропной анизотропии упругого поведения (рис. 2). В обоих рассматриваемых случаях модуль Юнга вдоль одного из направлений является наименьшим среди всех. В случае двунаправленной стратегии сканирования в двух других направлениях модули упругости демонстрируют близкие значения. Однако в случае однонаправленного сканирования значения всех трех модулей отличаются в диапазоне от 18% до 51%.

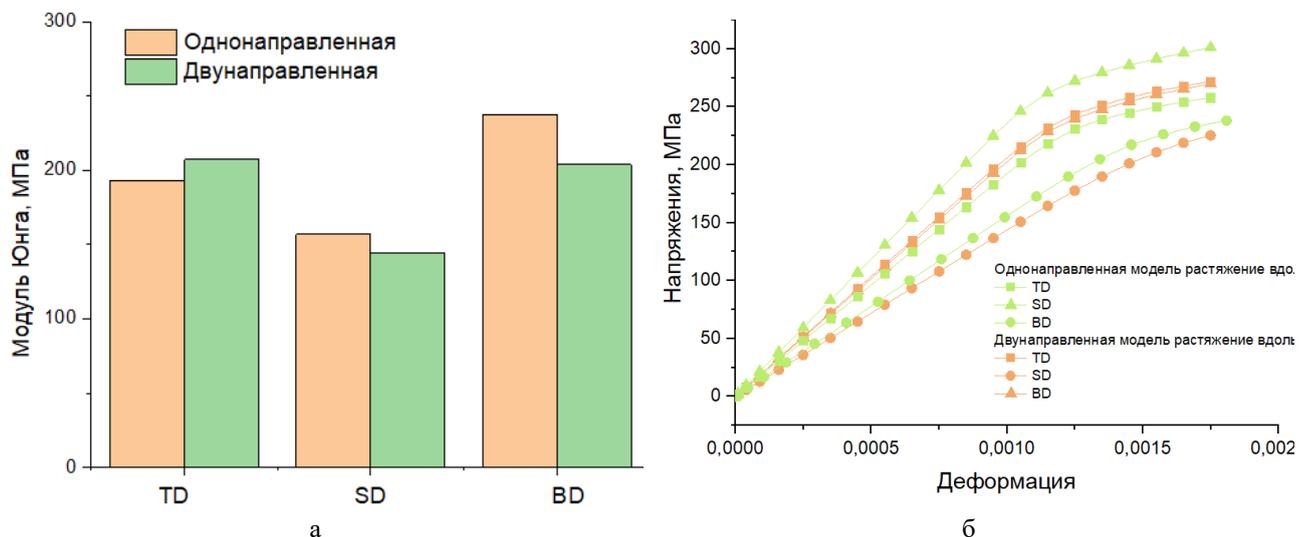


Рис. 2. Зависимость модуля Юнга от оси растяжения для двунаправленной и однонаправленной стратегии сканирования (а) и кривые «напряжение-деформация» при растяжении вдоль соответствующих осей (б)

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

- Zinovieva O., Zinoviev A., Romanova V., Balokhonov R. Three-dimensional analysis of grain structure and texture of additively manufactured 316L austenitic stainless steel // Additive Manufacturing. 2019. Vol. 36. P.101521-1 – 101521-15.
- Zinovieva O., Romanova V., Balokhonov R. Effects of scanning pattern on the grain structure and elastic properties of additively manufactured 316L austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol. 832. P.142447-1 – 142447-16.

**МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Cu-Al КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ОГРАНИЧЕНИЯ СДВИГА**<sup>1,2</sup>Никонов А.Ю., <sup>1,2</sup>Лычагин Д.В., <sup>1</sup>Новицкая О.С., <sup>1,2</sup>Бибко А.А.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

С активным развитием аддитивных технологий новую актуальность приобрел вопрос о свойствах изделий, полученных по новым технологиям. Свойства зачастую зависят от внутренней структуры материала, поэтому важным является возможность создавать изделия не только заданной формы, но и с заданной внутренней структурой. В частности, структура алюминиевой бронзы после электроннолучевой наплавки представляет собой крупные вытянутые зёрна в направлении градиента температуры. Регулируя режим наплавки можно менять морфологию зёрненной структуры и степень её разнотерности. Ансамбль зёрен после наплавки обычно представлен зёрнами разного размера и кристаллографической ориентации. В связи с этим актуальной задачей является прогнозирование поведения этого ансамбля зёрен при пластической деформации. Условия деформации приповерхностных зёрен и зёрен внутри тела различаются. Это обусловлено необходимостью согласованного сдвига в соседних зёрнах. В результате деформация по наиболее нагруженным системам скольжения будет осуществляться только по системам с наименьшими обратными напряжениями от соседних зёрен. Исследовать особенности такого влияния соседних зёрен позволяет метод компьютерного моделирования. Целью данной работы является установление методом молекулярной динамики влияния ограничения сдвига в сторону боковых граней на закономерности деформации индивидуальных зёрен алюминиевой бронзы, подвергнутых одноосному сжатию.

Объектом исследования служила алюминиевая бронза Cu-13at.%Al. Моделирование методом молекулярной динамики осуществлялось с использованием программного пакета LAMMPS и межчастичного потенциала, построенного в рамках метода погруженного атома. Анализ картины сдвига в процессе одноосного сжатия проводился в кристаллах с разной ориентацией кристаллической решётки относительно направления нагружения и боковых граней. В качестве ориентации нагрузки выбирались кристаллографические направления типичные для ориентации зерен роста при наплавке. Для выбранных ориентаций в кристаллах, имеющих форму тетраэдрической призмы, задавали ограничения сдвига в сторону боковых граней: одна грань (x и z), две смежные грани (xz), две противоположные грани (xx и zz), три грани (xzx и zxz). Количество рассматриваемых случаев максимально, если боковые грани имеют разные кристаллографические индексы. Данные условия имитируют влияние соседних зёрен на процессы деформации исследуемого кристалла.

Моделирование методом молекулярной динамики, хотя имеет ограничение, связанное с анализируемым объёмом, но с учётом самоподобия процессов даёт хорошую возможность проследить динамику развития сдвигов и взаимодействия в дислокационном ансамбле. Сравнение результатов моделирования деформации монокристаллов со свободными боковыми гранями и в стеснённых условиях показало, что ограничение сдвига может привести к перераспределению систем скольжения, уменьшению их количества или активизации менее нагруженных систем скольжения. Анализ кривых деформации в образцах показал связь между возникающими напряжениями и дефектами структуры. Установлена более высокая степень упрочнения и плотность дефектов при деформации в стеснённых условиях. Моделирование деформации [001]-монокристаллов с боковыми гранями {110} позволило выявить зависимость накопления дислокаций определённого типа и двойникования от симметрии ограничения сдвига. При этом обнаружено, что понижение симметрии сдвига приводит к затруднению двойникования. Рост напряжения для этих монокристаллов с 20% деформации коррелирует с увеличением суммарной длины дислокаций при сохранении доли ГПУ атомов на прежнем уровне для случаев свободной и

стесненной условий деформации. В случае монокристаллов  $[110]$  и  $[11\bar{2}]$  увеличение суммарной длины дислокаций не всегда сопровождается увеличением напряжения течения. Отсутствие такой связи может быть обусловлено разной возможностью деформации двойникованием, а также условиями для взаимодействия дислокаций разных систем скольжения и выходом их на поверхность. Установлено, что коэффициент упрочнения отражает следующую зависимость от ориентации:  $\bar{\theta}_{001} > \bar{\theta}_{112} > \bar{\theta}_{110} \approx 0$ .

Процессы деформации были изучены моделированием деформации группы зерен в стесненных условиях. Для моделирования задавали ориентацию зерен и их границ на основе экспериментальных данных участка образца, исследованного методом дифракции отраженных электронов. Моделирование показало хорошее согласие с экспериментальными данными. В частности, проведено сравнение картины деформационного рельефа, расчётных значений систем с максимальным фактором Шмида для зерен с исследуемого участка экспериментального образца и моделируемой картины сдвига. Результаты моделирования позволили рассмотреть последовательность сдвигов в индивидуальных зёрнах, определить взаимосвязь сдвигов в соседних зернах и выявить склонность к деформации двойникованием в зависимости от ориентации зерна.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-72-10184).*

DOI 10.25205/978-5-4437-1353-3-200

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЁТ ПАРАМЕТРОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЗОМАСШТАБНЫХ ЧАСТИЦ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одной из ключевых проблем методов моделирования поведения материала на мезо и макро масштабах является выбор параметров, описывающих взаимодействие между отдельными элементами среды. Использование расчётов на наномасштабе может стать эффективным способом решить эту проблему. Подобные расчёты позволяют рассчитать не только параметры пластической деформации в монокристаллах, но и исследовать особенности структурных перестроек вблизи границ раздела, возникающих в композиционных материалах. Данная работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики закономерностей развития пластической деформации вблизи границ раздела между разнородными материалами, отличающимися кристаллической решёткой, в условиях одноосной деформации с целью получения параметров взаимодействия частиц мезомасштабного уровня. Моделировались образцы в различных условиях одноосного нагружения: сдвига, сжатия и растяжения. Получаемые кривые деформации, а также условия разрушения материала по границам раздела, будут использованы в качестве входных параметров для метода подвижных клеточных автоматов. Исследовались комбинации материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решёткой, в частности рассматривались медь,  $\alpha$ -железо и титан. Расчёты в рамках метода молекулярной динамики проводились с использованием программного пакета LAMMPS. Визуализация и анализ атомной структуры моделируемых образцов проводились в программе OVITO. Расчёты были проведены для различных ориентаций кристаллических решёток относительно границы раздела и направления нагружения. Анализировалась перестройка атомной структуры в процессе пластической деформации, а также рассчитывались диаграммы нагружения.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

## МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПРЯМОГО НАПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ

Няшина Н. Д.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Технологии послойного синтеза – аддитивные технологии, получают в последнее время все большее распространение. В частности, технологии прямого наплавления имеют широкое применение для производства деталей и конструкций, имеющих значительные геометрические размеры. Основными преимуществами этой технологии считаются отсутствие пористости и термических трещин, возможность использования нескольких, свариваемых между собой материалов за один технологический цикл, полное использование материала, возможность осаждения на трехмерные формы. К узлам и деталям, используемым в ответственных конструкциях, предъявляют жесткие требования к физико-механическим и эксплуатационным характеристикам, которые во многом определяются сформированной зеренной структурой и закладываются в процессе кристаллизации при изготовлении, поэтому встает задача моделирования получаемой структуры.

Вопросу моделированию микроструктуры при затвердевании при прямом наплавлении посвящено огромное количество работ. Однако многие широко распространенные методы недостаточно хорошо описывают подобные процессы. Например, подходы, основанные на совместном применении методов конечных элементов и клеточных автоматов, модели фазового поля и т.п. рассчитаны на ограниченное число проходов источников нагрева, охватывают ограниченную расчетную область и требуют существенных вычислительных ресурсов [1].

В [2] предложена кинетическая модель Монте-Карло–Поттса для описания формирующейся в процессе наплавления зеренной микроструктуры металла, которая позволяет описать конкурентный рост зерен при кристаллизации и повторном нагреве при многократном проходе источника тепла. Идея метода заключается в том, что микроструктура континуума изображается в виде растровой картины, где каждому участку решетки присваивается некоторый индекс  $s_i$  (который характеризует состояние этой ячейки, например фазу или кристаллографическую ориентацию растущего зерна), все участки внутри зерна имеют одинаковый индекс; границы между зернами – это границы между кластерами с одинаковыми индексами. Эволюция состояний ячеек происходит по следующим правилам: на первом этапе алгоритма случайным образом выбирается ячейка и индекс-кандидат из набора индексов непохожих ячеек. Значение индекса в этой ячейке переключается. Общее изменение энергии системы, связанное с этим переключением, вычисляется до и после переключения с использованием уравнения [3]:

$$E = E_g + E_{el} = \sum_{i=1}^N \left\{ \frac{J}{2} \sum_{j=1}^n (1 - \delta(s_i, s_j)) + H_{el} f(Q_u - s_i) \right\}, \quad (1)$$

где  $J$  – энергия, пропорциональная энергии границы зерен,  $\delta(s_i, s_j)$  – дельта-функция Дирака,  $H_{el}$  – объемная энергия, может соответствовать накопленной упругой энергии деформирования,  $f(Q_u - s_i)$  – описывает закристаллизована ячейка или нет,  $N$  – общее число узлов решетки,  $n$  – число соседей ячейки (где  $n = 26$  или  $8$  в случае 3D или 2D соответственно). Далее вычисляется вероятность того, что выбранное состояние будет принято, определяется с помощью функции перехода Глаубера:

$$W_{Gl} = \left( 1 + \exp \left\{ -\frac{\Delta E}{k_B T} \right\} \right)^{-1}, \quad (2)$$

или функции перехода Метрополиса

$$W_M = \begin{cases} \exp \left\{ -\frac{\Delta E}{k_B T} \right\}, & \Delta E > 0 \\ 1, & \Delta E \leq 0 \end{cases}, \quad (3)$$

Здесь  $k_B T$  – это энергия, определяющая тепловые флуктуации, на практике определяющая количество шума, присутствующего в системе ( $T$  – не соответствует непосредственно физической температуре системы). Затем генерируется случайное число. Изменение

состояния ячейки принимается или отклоняется с помощью алгоритма Метрополиса путем сравнения этого случайного числа, с вероятностью принятия  $W(\Delta E)$ : если изменение индекса приводит к уменьшению энергии системы, то оно принимается. Если изменение индекса приводит к увеличению энергии системы, то это изменение может быть принято, если случайное число меньше  $W(\Delta E)$ . Иначе изменение отклонено, и начальная конфигурация остается неизменной. После каждой попытки переориентации счетчик времени увеличивается на  $1/(NQ)$  шагов Монте-Карло, где  $Q$ -количество допустимых индексов.

Для описания процессов наплавления локализованным источником нагрева в стандартную модель Поттса были внесены изменения: вводится в рассмотрение поле физической температуры, вся расчетная область разделяется на зону расплава, где температура выше температуры плавления, и зону термического влияния [4]. Расплав в пределах зоны моделируется путем разупорядочения индексов, так что соседние ячейки имеют различный индексы; в этой зоне высокая конфигурационная энергия. В твердой фазе рост зерен моделируется, как описано ранее, с подвижностью границ зерен, которые теперь являются функцией температуры. Теперь вероятность принятия изменения:

$$P(\Delta E) = \frac{P_0}{2} \exp\left(-\frac{Q}{k_B T(t, l)}\right) W. \quad (4)$$

В зоне термического влияния происходит рост зерен с наибольшей подвижностью границ, уменьшающейся с температурой до 0 вдали от зоны расплавления. Скорость источника тепла определяется как количество участков решетки, пройденных зоной расплава за такт метода Монте-Карло.

Следует отметить, что в данном алгоритме необходимо исключить влияние формы решетки, которое проявляется в нефизичных результатах. Для этого можно увеличить количество соседей ячейки, включая в окрестность вторых ближайших соседей, а также активировать тепловые флуктуации, которые делают границы шероховатыми

Преимуществами данного подхода является возможность моделирования трехмерных структур с сотнями проходами источника тепла, возможность описывать порядка нескольких тысяч зерен (для других подходов – порядка десятков). К недостаткам можно отнести сложности сопряжения тепловой и микроструктурной задач, сложности количественного сравнения расчетных и экспериментальных структур.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Пермского края в рамках научного проекта № 20-41-596002.*

1. Simulation of metal additive manufacturing microstructures using kinetic Monte Carlo/ Theron M. Rodgers, Jonathan D. Madison, Veena Tikare// Computational Materials Science. 2017. Vol. 135. P. 78-89.
2. Holm E.A., Battaile C.C. The computer simulation of microstructural evolution.// The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. 2001. Vol. 53. P. 20–23. /doi.org/10.1007/s11837-001-0063-2.
3. Raabe D. Scaling Monte Carlo kinetics of the Potts model using rate theory. / Acta mater. 2000. Vol. 48, P. 1617–1628.
4. Rodgers T.M. , Madison J.D. , Tikare V., Maguire M.C. Predicting mesoscale microstructural evolution in electron beam welding // Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. 2016. Vol. 68. P. 1419–1426.

**РАЗРАБОТКА ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА  
ОСНОВЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ Al-Cu СПЛАВОВ**<sup>1</sup>Панченко Б.А., <sup>1,2</sup>Майер А.Е.<sup>1</sup>Челябинский Государственный Университет, Челябинск<sup>2</sup>Южно-Уральский Государственный Университет, Челябинск

Метод молекулярной динамики (МД) получил широкое распространение при исследовании различных деформаций металлов (сдвиги, растяжения, сжатия, кручения), данный метод требует достоверных потенциалов взаимодействия. В настоящее время чаще всего, используются потенциалы, в которых энергии взаимодействия моделируются аналитическими функциями (потенциал Леннарда-Джонса, потенциал Морзе, потенциал Букнигема и т.п.). Альтернативный подход – использование потенциалов машинного обучения, в частности потенциалов нейронных сетей, для аппроксимации первопринципного моделирования. Преимуществами потенциалов, основанных на нейронных сетях, является большая точность, по сравнению с аналитическими потенциалами, и большая скорость, по сравнению с первопринципными методами.

В связи с этим, в данной работе был разработан потенциал для сплавов Al-Cu. Потенциал основан на подходе предложенном Белером и Парринело [1]. Для реализации данного подхода был использован программный пакет n2p2 [2]. Использование n2p2, после обучения потенциала нейронной сети позволяет использовать его при МД моделировании в программном пакете LAMMPS [3].

Обучение проходило на данных, полученных расчётом методом теории функционала плотности (ТФП). ТФП расчёты осуществлялись программным пакетом Quantum ESPRESSO [4]. ТФП расчёты осуществлялись на структурах Al, Cu, Al-Cu сплавов. Структуры взяты из открыт источников OQMD [5], The Materials Project [6], The Bilbao Crystallographic Server [7]. Для каждого типа структур параметры подбирались индивидуально с помощью программного обеспечения AiiDA [8]. Оптимизация входных данных для обучения сети была произведена методом CURSEL [9].

Потенциал был успешно применен при расчёте структуры напряжений в Al-Cu сплавах МД методом с помощью программного пакета LAMMPS [10].

*Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание НИР ЧелГУ № 075-01391-22-00).*

1. Behler J., Parrinello M. Generalized neural-network representation of high-dimensional potential-energy surfaces // Physical review letters. 2007. V. 98, №. 14. P. 146401.
2. Singraber A. et al. Parallel multistream training of high-dimensional neural network potentials // Journal of chemical theory and computation. 2019. V. 15, №. 5. P. 3075–3092.
3. Singraber A., Behler J., Dellago C. Library-based LAMMPS implementation of high-dimensional neural network potentials // Journal of chemical theory and computation. 2019. V. 15, №. 3. P. 1827–1840.
4. Giannozzi P. et al. QUANTUM ESPRESSO: a modular and open-source software project for quantum simulations of materials // Journal of physics: Condensed matter. 2009. V. 21, №. 39. P. 395502.
5. Saal, J. E., Kirklin, S., Aykol, M., Meredig, B., and Wolverton, C. "Materials Design and Discovery with High-Throughput Density Functional Theory: The Open Quantum Materials Database (OQMD)", JOM 65, 1501-1509 (2013)
6. Jain A. et al. Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation // APL materials. 2013. V. 1, №. 1. P. 011002.
7. Aroyo M. I. et al. Crystallography online: Bilbao crystallographic server // Bulg. Chem. Commun. 2011. V. 43, №. 2. P. 183–197.
8. Pizzi G. et al. AiiDA: automated interactive infrastructure and database for computational science // Computational Materials Science. 2016. V. 111. P. 218–230.
9. Imbalzano G. et al. Automatic selection of atomic fingerprints and reference configurations for machine-learning potentials // The Journal of chemical physics. 2018. V. 148, №. 24. P. 241730.
10. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // Journal of computational physics. 1995. V. 117, №. 1. P. 1–19.

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА ПОТОКОМ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ С УЧЕТОМ ОБРАЗОВАНИЯ НОВОЙ ФАЗЫ

Парфенова Е.С., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В процессе поверхностной обработки материала потоком заряженных частиц происходит интенсивное образование интерметаллидных соединений. Это приводит к значительному улучшению эксплуатационных свойств обрабатываемого материала. Кроме образования новых соединений при взаимодействии частиц потока с мишенью, в ее поверхностном слое имеют место физико-химические процессы, которые протекают одновременно, взаимодействуют друг с другом и оказывают влияние на конечный результат обработки. Теоретические исследования позволяют изучить только некоторые интересные процессы, исключив при этом все остальные явления. Но для этого используемая модель должна быть связанной.

Цель работы заключается в исследовании совместного протекания нескольких разномасштабных процессов – распределение внедряемой примеси, упругих волн механических возмущений и температуры.

В качестве материала мишени выбран Ni, внедряемые частицы – Al. Основываясь на экспериментальных результатах в данном случае возможны три реакции с образованием интерметаллидов [1]:  $Ni + Al \rightarrow NiAl$ ;  $3Ni + Al \rightarrow Ni_3Al$ ;  $Ni_3Al + 2Al \rightarrow NiAl$ . Для описания процесса поверхностной обработки потоком частиц поверхности металла воспользуемся связанной одномерной механо-dиффузионной моделью, построенной в рамках теории термоупругой диффузии [2]. Считаем, что деформации, перемещения и ускорения малы, а поток равномерно распределен вдоль обрабатываемой поверхности. Тогда имеем систему уравнений

$$\rho \frac{\partial C}{\partial t} = -\frac{\partial \mathbf{J}}{\partial x} - W_1 - W_2 - 2W_3; \quad (1)$$

$$\rho C_\sigma \frac{\partial T}{\partial t} + \alpha_T T \frac{\partial \sigma}{\partial t} = -\frac{\partial \mathbf{J}_q}{\partial x} + Q_1 W_1 + Q_2 W_2 + Q_3 W_3; \quad (2)$$

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x}; \quad (3)$$

$$\rho \frac{dC_1}{dt} = W_2 - W_3; \quad (4)$$

$$\rho \frac{dC_2}{dt} = W_1 + W_3; \quad (5)$$

Определяющие соотношения для потоков тепла и массы, а также соотношение между напряжениями и деформациями

$$\mathbf{J} = -\rho D(T, C) \frac{\partial C}{\partial x} + BC \frac{\partial \sigma}{\partial x} - t_D \frac{\partial \mathbf{J}}{\partial t}; \quad (6)$$

$$\mathbf{J}_q = -\lambda_T \frac{\partial T}{\partial x} - t_q \frac{\partial \mathbf{J}_q}{\partial t}; \quad (7)$$

$$\sigma = E(\varepsilon - \alpha_T(T - T_0) - (\alpha - \alpha_0)(C - C_0)) + E(-(\alpha_1 - \alpha_0)(C_1 - C_{10}) - (\alpha_2 - \alpha_0)(C_2 - C_{20})); \quad (8)$$

Граничные и начальные условия:

$$\begin{aligned} x=0: \quad \mathbf{J} &= m_0 \varphi(t), \quad \mathbf{J}_q = q_0 \varphi(t), \quad \sigma = \sigma_0 \varphi(t); \\ x \rightarrow \infty: \quad T &= T_0, \quad C = C_0, \quad \sigma = 0; \end{aligned} \quad (9)$$

$$t=0: \quad C = C_0, \quad \sigma = 0, \quad C_1 = C_{10}, \quad C_2 = C_{20}, \quad T = T_0, \quad \frac{\partial C}{\partial t} = 0, \quad \frac{\partial \sigma}{\partial t} = 0.$$

В модели учитываются нелинейные эффекты, связанные с зависимостями коэффициента диффузии и равновесных скоростей химических реакций от состава и температуры:

Любая химическая реакция приводит к нарушению равновесия в среде, в которой она протекает. Однако зачастую этим пренебрегают. Скорости химических реакций в данной модели  $W_i$  учитывают времена релаксации скоростей реакций к равновесному состоянию, таким образом, в задаче учитывается неравновесная кинетика протекания химических реакций -  $W_i = \Phi_i(T, C) - t_{Ri} \frac{\partial W_i}{\partial t}$ ,  $i$  - номер реакции. Если принять  $t_{Ri} = 0$ , тогда накопление продуктов реакций будет на порядок быстрее, что также приведет к увеличению температуры в области протекания реакции, а внедренная примесь будет значительно быстрее тратиться в реакциях.

Обозначения в модели:  $C$ ,  $C_1$ ,  $C_2$  - концентрации внедряемого материала и продуктов химических реакций;  $x$  - пространственная координата,  $t$  - время;  $\rho$  - плотность материала мишени;  $\mathbf{J}$  и  $\mathbf{J}_q$  - потоки тепла и массы;  $T$  - температура;  $\sigma$  и  $\varepsilon$  - компоненты тензоров напряжений и деформаций в направлении действия потока частиц;  $C_\sigma$  - теплоемкость при постоянстве напряжений;  $Q_i$  - тепловые эффекты реакций;  $u$  - перемещения;  $D(T, C)$  - коэффициент диффузии;  $B$  - коэффициент переноса под действием напряжений;  $t_D$  и  $t_q$  - времена релаксации потоков тепла и массы;  $\lambda_T$  - коэффициент теплопроводности;  $E$  - модуль упругости;  $\alpha_T$  - коэффициент теплового расширения;  $\alpha_i$  - коэффициенты концентрационного расширения;  $m_0$  - плотность потока частиц;  $q_0$  - плотность потока тепла;  $\sigma_0$  - внешнее механическое воздействие;  $\varphi(t)$  - функция внешнего воздействия;  $\Phi_i(T, C)$  - равновесная скорость химической реакции;  $t_{Ri}$  - время релаксации скорости химической реакции.

В дальнейшем модель (1)-(9) была обезразмерена. Задача решается численно. Для представления производных использовали неявную разностную схему. Затем уравнения приводились к виду удобному для метода прогонки.

В результате взаимодействия разномасштабных процессов: механические возмущения, внедрение примеси и теплопроводность, отмечается ряд особенностей на профилях исследуемых величин. Установлено, что искажение на волнах деформации и напряжения связано с положением переднего фронта волны концентрации внедряемой примеси. На тепловом распределении также отмечена особенность, связанная с минимальным значением напряжения и деформации. Взаимодействие деформации с процессами распространения внедренной примеси и температуры аналогично как и взаимодействие напряжения с  $C$  и  $T$ . Так как реакции протекают с выделением тепла, то температура вблизи левой границы продолжает увеличиваться даже после окончания действия импульса. Положения передних фронтов тепловой и механических волн близки, диффузионная волна распространяется значительно медленнее.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00064 Росатом.*

1. Курзина И.А., Божко И.А., Калашников М.П., Шаркеев Ю.П. Формирование поверхностных слоев, содержащих интерметаллидные соединения систем Ni-Al и Ti-Al, при высокоинтенсивной ионной имплантации // Перспективные материалы. 2005. № 1. С. 13–23.
2. Князева А.Г., Парфенова Е.С. Нелинейная связанная модель обработки поверхности потоком частиц с учетом формирования новой фазы // ПМТФ. 2021. Т. 62, №4. С. 124–133. DOI: 10.15372/PMTF20210412.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ МАТЕРИАЛА В УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАХ С ПОМОЩЬЮ ИСКУССТВЕННОЙ НЕЙРОННОЙ СЕТИ**

Погорелко В.В., Майер А.Е., Фомин Е.В., Федоров Е.В.  
*Челябинский государственный университет, Челябинск*

Одним из широко применяемых методов определения свойств вещества является метод высокоскоростного соударения пластин. Он основан на анализе скорости тыльной поверхности и позволяет определить сдвиговую и откольную прочностные свойства материала, зависящие от скорости деформации, температуры и структуры материала. Для моделирования таких экспериментов активно применяются феноменологические модели, в которые входит ряд параметров, зависящих от условий нагружения, типа материала и его структуры, подбор которых представляет собой непростую трудоемкую задачу. Искусственные нейронные сети хорошо себя зарекомендовали в механике материалов при построении аппроксимаций сложных зависимостей и определении трендов. В данной работе на модельных расчетах соударения пластин нейронная сеть обучена определять параметры модели материала по профилям скорости тыльной поверхности, что позволит автоматизировать процесс определения параметров.

Для модельных расчетов использована континуальная модель динамики вещества при высокоскоростном соударении пластин, основанная на уравнениях движения и непрерывности сплошной среды. Для определения связи напряжений и деформаций использован закон Гука и уравнение для пластической деформации на основе модели Максвелла с учетом предела текучести и времени релаксации напряжений. Мы не используем уравнение для внутренней энергии, так как не применяем полноценного уравнения состояния и, соответственно, не можем определить температуру среды. Температурная зависимость может быть учтена подбором параметров модели материала. Данная модель реализована в одномерном плоском случае для моделирования высокоскоростного соударения пластин. Проведена серия расчетов высокоскоростного соударения пластин для определения влияния параметров модели (упругие модули вещества, статический предел текучести и характерное время релаксации) и параметров соударения (толщина пластин, скорость соударения) на профиль скорости тыльной поверхности. Результаты расчетов использованы для построения и обучения нейронной сети. Для этого на профиле скорости тыльной поверхности выделены реперные точки, отражающие характерные особенности профиля скорости (упругий предвестник, площадка текучести, высота и ширина ударной волны) и определены функциональные зависимости этих реперных точек профиля скорости от параметров модели вещества. Эти данные использованы в качестве входных (параметры модели) и выходных (значения в реперных точках профиля скорости) векторов для нейронной сети при обучении. Обучение нейронной сети подразумевает минимизацию ошибки, путем подбора параметров сигналов нейронов, между значениями рассчитанного выходного вектора и заданного выходного вектора. Нейронная сеть может использоваться как в прямом, так и в обратном направлении и определять параметры модели вещества по профилю скорости тыльной поверхности. По экспериментальным профилям скорости тыльной поверхности из литературных источников определены параметры модели вещества.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-00827, <https://rscf.ru/project/22-21-00827/>.*

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ ДЛЯ ПРЕДСКАЗАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

<sup>1</sup>Полянский В.А., <sup>2</sup>Полянский А.М., <sup>1</sup>Седова Ю.С., <sup>1</sup>Яковлев Ю.А.

<sup>1</sup>*ИПМаш РАН, Санкт Петербург*

<sup>2</sup>*ООО «НПК ЭПТ», Санкт Петербург*

Пластическая деформация и разрушение металлических деталей конструкций являются связанными феноменами. Как правило, пластическая деформация предвещает разрушение конструкционных металлов. Существенным исключением является хрупкое разрушение, которое требует возникновения особых условий: быстрых ударных нагрузок или контакта с жидким металлом, низких температур или накопления в металле водорода. Предсказание характера пластических деформаций и предсказательный расчет нагрузок, при которых начинаются пластические деформации, являются актуальными задачами при проектировании и расчете на прочность металлических конструкций.

Для решения этих задач необходимы модели, содержащие минимальное число достаточно легко идентифицируемых параметров. С этой точки зрения, дислокационные физические модели пластической деформации использовать неудобно. Они содержат большое число физических параметров, в том числе, такие практически неопределимые, как начальная плотность дислокаций на границах зерен металла. Поэтому их трудно применять на практике, несмотря на то, что дислокации видно под микроскопом и уже разработаны дислокационные теории практически всех феноменов, наблюдаемых в металлах при их деформации и разрушении.

Одной из нерешенных задач механической теории разрушения является существенное расхождение теоретических и экспериментальных значений энергии связи атомов, и энергии свободной поверхности образующейся при разрушении. Экспериментальные значения, полученные при разрушении металлических образцов в расчете на один атом десятки раз ниже, чем удельная энергия взаимодействия атомов металла в кристаллической матрице.

Экспериментально установлено, что в твердом металле при деформациях под нагрузкой и взаимодействии с внешней средой может образовываться пограничный слой, свойства которого сильно отличаются от свойств внутренних областей металла. В некоторых статьях упрочнение при пластических деформациях и остаточные напряжения целиком связывают с наличием такого слоя, а его удаление, как показывают многочисленные эксперименты, эквивалентно отжигу. Пограничный слой при пластических деформациях наблюдается как у поликристаллических, так и у монокристаллических металлов и имеет характерную толщину от 10 до 100 мкм. Природу такого слоя физически связывают с образованием в нем, движением и блокированием дислокаций разного типа.

В докладе обсуждаются общие для различных феноменов механизмы взаимодействия пограничного слоя с остальной, внутренней частью металлических деталей и образцов для испытаний. Показано, что даже в первом приближении, модельный учет пограничного слоя принципиально меняет картину пластических деформаций и разрушения в образцах.

Приводятся несколько примеров расчетов: развитие трещины после экспонирования корсетного образца в агрессивной среде, образования полос Людерса при пластической деформации, многократного увеличения акустической анизотропии после пластических деформаций.

Сделаны сопоставления с экспериментальными данными.

Показано, что учет пограничного слоя позволяет получить адекватные модели пластической деформации и разрушения металлов.

## РАСЧЕТ НА ИЗГИБ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ С ГРАДИЕНТОМ ПРОЧНОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ

Пронина Ю.Г., Пегливанова М.М.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

Работа посвящена оценке несущей способности листов из толстолистовой судостроительной стали А32 с градиентом прочностных свойств по толщине при чистом изгибе. Неравномерное распределение прочностных характеристик было получено посредством термического армирования листового проката, осуществляемого односторонним ускоренным охлаждением листов после их нагрева до температур аустенизации [1]. Проводится сравнение несущей способности стальных образцов после термического армирования, нормализации (нагрев с последующим охлаждением на воздухе) и температурного упрочнения (путем закалки с отпуском). В результате одностороннего ускоренного охлаждения по толщине листа формировался спектр микроструктур: от феррито-бейнитной на ускоренно охлаждаемой поверхности до феррито-перлитной на противоположной. При нормализации формируется феррито-перлитная структура, после термоупрочнения – феррито-цементитная. Материал, технология обработки, методика и результаты экспериментов для образцов толщиной 10 и 14 мм описаны в работах [2, 3] соответственно. Распределение твердости по Виккерсу по толщине указанных образцов показано на рис. 1 звездочками.

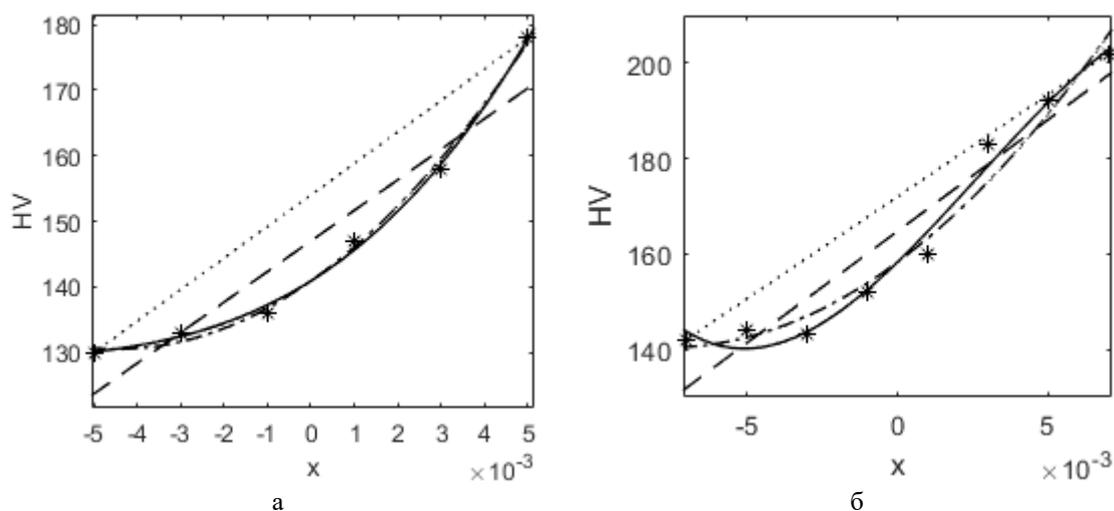


Рис. 1. Изменение твердости по толщине листа толщиной 10мм (а) и 14мм (б). Звездочки – экспериментальные данные, сплошные линии – кубическая среднеквадратическая аппроксимация, штрих-пунктирные линии – среднеквадратическая аппроксимация второго порядка, пунктир – линейная среднеквадратическая аппроксимация, точки – простейшая линейная аппроксимация

Поскольку между твердостью и пределом текучести существует линейная корреляционная зависимость, материал предполагается идеальным упругопластическим с переменным по толщине пределом пластичности и, кроме того, обладающим SD-эффектом (т.е. разными пределами текучести на растяжение и сжатие). Оценка несущей способности производится в рамках технической теории изгиба для малых деформаций с учетом смещения нейтральной плоскости деформации, вызванного как градиентом пластичности, так и SD-эффектом [4]. На стадии чисто упругого изгиба решение задачи не отличается от известного решения для однородной пластины. При появлении зон пластического течения необходимо учитывать градиент свойств и разность пределов текучести на растяжение и сжатие.

Исследуется возможность приближенной оценки предельного изгибающего момента,

при котором пластина переходит в состояние текучести по всей толщине, с помощью различных аппроксимаций (линейной, квадратичной и кубической) зависимости предела текучести от координаты по толщине листа и других упрощений.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-19-00100).*

1. Максимов А.Б., Ерохина И.С. Термическое армирование листового проката // Сталь. 2017. № 8. С. 52–56.
2. Максимов А.Б., Шевченко И.П., Ерохина И.С. Толстолистовой прокат с изменяющимися механическими свойствами по толщине // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. № 8. Т. 62. С. 587–593.
3. Максимов А.Б., Ерохина И.С. Свойство толстолистового проката с градиентом прочности по толщине // Материаловедение. 2020. № 7. С.15–19.
4. Максимов А.Б., Пронина Ю.Г. Исследование изгиба толстолистового проката с градиентом прочностных свойств по толщине // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 1. С. 21–27. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-1-21-27>.

## УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ СИСТЕМ ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛ-ГИДРИДОВ

Пушилина Н.С., Кудияров В.Н., Курдюмов Н., Эльман Р.Р.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Сорбция водорода в резервуаре с гидридом металла - это экзотермический процесс, который вызывает повышение температуры твердого тела. Более высокие температуры связаны с более высокими равновесными давлениями. В результате движущий потенциал уменьшается, задерживая время начала процесса и замедляя скорость реакции преобразования металла в его гидрид. Поэтому необходима эффективная система теплообмена, для того чтобы гарантировать эффективное использование всего гидрида металла в резервуаре. Таким образом, система теплообмена, встроенная в резервуар с гидридом, должна выполнять две функции: охлаждение и нагрев во время процессов сорбции и десорбции. В дополнение к технической сложности проектирования системы теплообмена, можно выделить различные проблемы теплопередачи в резервуарах для гидридов металлов. Для решения этих проблем необходимо проанализировать широкий спектр вопросов теплопередачи, связанных с процессом проектирования теплообменников, чтобы выбрать наиболее подходящую конфигурацию и геометрическую форму теплообменника и/или наилучший материал-добавку к гидридобразующему металлу.

Для улучшения тепловых свойств слоев гидридов металлов различают два метода: использование теплообменников различной геометрии и формы или использование компактов/добавок. Первый метод рассматривает поперечные, продольные и наклонные ребра [1-3], а также сложные конфигурации, включая проволочные матрицы [4], гофрированные спиральные ленты [5], изогнутые [6] и прямые трубы [7]. Второй метод включает использование компактов с добавочными материалами, такими как алюминиевая пена [8, 9], материалы, изменяющие фазовые переходы [10, 11], и материалы с большим коэффициентом теплопроводности, такие как графит, углеродные наноматериалы [12].

Однако, несмотря на большое количество публикаций, работы по оптимизации геометрии теплообменников и определению добавочного материала, способствующего лучшей теплопередаче в металлгидридном слое и снижению веса резервуаров, все еще являются актуальными. В этой связи, разработка методов улучшения теплопередачи в металлгидридном резервуаре является важной задачей. В настоящее время для решения проблемы теплопередачи внутри металлгидридного резервуара предложено два основных метода - это использование теплообменника и/или применение добавок, повышающих теплопроводность. Основными моментами, на которые следует обратить внимание, являются вес металлгидридного резервуара, объем, который занимает сам теплообменник и добавочный материал, уменьшение максимальной водородной емкости резервуара, а также сорбционные/десорбционные свойства материала для хранения водорода.

С точки зрения хранения водорода, большой интерес представляет гидрид магния, отличающийся доступностью, высокой емкостью и объемной плотностью. Однако, гидрид магния обладает недостатками, такими как высокие температуры сорбции и десорбции, а также низкие скорости этих процессов из-за наличия оксидного слоя, ограниченной скорости диссоциации молекул водорода на поверхности и низкой подвижности водорода в гидридной фазе. Углеродные нанотрубки, помимо возможного улучшения теплопроводности, могут уменьшить агломерацию частиц гидрида магния во время циклов сорбции/десорбции, а также обеспечить хороший каталитический эффект. Однако улучшение свойств теплопроводности не слишком выражено. Поэтому наилучшим вариантом улучшения теплопередачи в резервуаре с гидридом металла является сочетание использования оптимального теплообменника и применения присадочных материалов, например, тех же углеродных нанотрубок.

В настоящей работе выполнена оптимизация формы и размера теплообменника с

использованием методов цифрового численного моделирования, а также 3D-прототипирования. Проведено теоретическое и экспериментальное изучение влияния формы и размера теплообменника, а также добавления углеродных нанотрубок к гидриду магния на эффективность теплопереноса в металлгидридной системе хранения.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-29-01280).*

1. Lee S. G. et al. Dynamic reaction characteristics of the tubular hydride bed with large mass // Journal of alloys and compounds. 1996. V. 235, №. 1. P. 84–92.
2. Visaria M., Mudawar I., Pourpoint T. Enhanced heat exchanger design for hydrogen storage using high-pressure metal hydride: Part 1. Design methodology and computational results // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2011. V. 54, №. 1-3. P.413–423.
3. Zhang S., Yang F, Zhou L, Zhang Y, Wu Z, Zhang Z, Wang, Y. A novel multilayer fin structure for heat transfer enhancement in hydride-based hydrogen storage reactor // International Journal of Energy Research. 2018. V. 42, №. 12. P. 3837–3850.
4. Nagel M., Komazaki Y., Suda S. Effective thermal conductivity of a metal hydride bed augmented with a copper wire matrix // Journal of the Less Common Metals. 1986. V. 120, №. 1. P. 35–43.
5. Isselhorst A., Groll M. Two-stage metal hydride heat transformer laboratory model //Journal of alloys and compounds. 1995. V. 231, №. 1-2. P. 888–894.
6. Dhaou H. Khedher N B, Mellouli S, Souahlia A, Askri F, Jemni A, Nasrallah S B. Improvement of thermal performance of spiral heat exchanger on hydrogen storage by adding copper fins // International Journal of Thermal Sciences. 2011. V. 50, №. 12. P. 2536–2542.
7. Raju M., Kumar S. Optimization of heat exchanger designs in metal hydride based hydrogen storage systems // International Journal of Hydrogen Energy. 2012. V. 37, №. 3. P. 2767–2778.
8. Laurencelle F., Goyette J. Simulation of heat transfer in a metal hydride reactor with aluminium foam // International Journal of Hydrogen Energy. 2007. V. 32, №. 14. P. 2957–2964.
9. Kim K. J. Montoya B, Razani A, Lee K H. Metal hydride compacts of improved thermal conductivity // International journal of hydrogen energy. 2001. V. 26, №. 6. P.609–613.
10. Kudiiarov V. N., Kashkarov E.B., Syrtanov M.S., Lider A.M. Hydrogen sorption by Ni-coated titanium alloy VT1-0 // International Journal of Hydrogen Energy. 2017. V. 42, №. 15. P. 10604-10610.
11. Marty P. et al. Various tools for optimizing large-scale magnesium hydride storage // Journal of alloys and compounds. 2013. V. 580. P. S324–S328.
12. Klein H. P., Groll M. Heat transfer characteristics of expanded graphite matrices in metal hydride beds // International Journal of Hydrogen Energy. 2004. V. 29, №. 14. P. 1503–1511.

## ОПТИМИЗАЦИЯ АЛГОРИТМА РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Вик К.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Актуальной проблемой при численном моделировании высокоскоростного взаимодействия твердых тел является описание разрушения материала в область контактного взаимодействия. При высокоскоростном нагружении возникают области интенсивного разрушения взаимодействующих тел. Локальное искажение расчетной сетки может приводить как к падению величины шага по времени, так и к нарушению структуры расчетной сетки. Как правило, предлагается удалять разрушенные конечные элементы из численного расчета.

При решении задач пробития твердых тел в кратере преграды формируется обширная область разрушенного материала, которая существенно влияет на величину шага по времени для равных расчетных схем. В данном случае удаление элементов и узлов с массами отрицательно сказывается на адекватности решения и ранее авторами был предложен алгоритм пересчета сосредоточенных масс в узлах расчетной сетки позволяющий качественно описывать задачи динамического нагружения твердых тел.

Одним из важных вопросов, возникающих при численной реализации алгоритма эрозионного разрушения, является выполнения закона сохранения массы. Авторами использован следующий подход: в случае, если один или несколько узлов разрушенного элемента больше не принадлежат другим элементам, то их масса равномерно распределяется между оставшимися узлами этого элемента.

Не смотря на все достоинства алгоритма эрозионного разрушения, подготовка данных для его реализации может занимать столько же времени, как и сам расчет. Данные, необходимые для его реализации:

- Массива данных, который показывают, какой именно поверхности принадлежит каждая из четырех граней конечного элемента;
- Массив, в котором хранится информация о всех смежных гранях всех элементов, а именно номер элемента, номер его грани и номер смежного элемента и его грани.

Был предложен вариант оптимизации алгоритма перебора всех граней элементов и сопоставления их друг с другом, путем разбиения всей исходной геометрии на подобласти.

В этом случае, прирост производительности обуславливается существенным уменьшением числа вариантов перебора. Если до оптимизации число переборов составляло  $16 \times N_3^2$ , где  $N_3$  – количество конечных элементов (4 грани каждого элемента сравнивались с 4 гранями всех остальных элементов). После оптимизации алгоритма данное число не может превышать  $27 \times 16 \times N_{об} \times N_{зо}^2$ , где  $N_{об}$  – число областей,  $N_{зо}$  – количество элементов в текущей области, то есть сравниваются между собой только грани элементов внутри области и в том случае, если смежная грань не будет найдена, поиск продолжится по смежным областям.

Для расчетной сетки, которую поделили на 1000 областей ( $N_{об}=1000$ ), количество элементов в одной области будет примерно в 1000 раз меньше, чем количество элементов во всем теле ( $N_3/N_{зо} = N_{об}$ ). Число итераций до оптимизации:  $16 \times (5 \times 10^6)^2 = 2 \times 10^{14}$ . Максимальное число итераций после оптимизации:  $27 \times 4 \times 1000 \times (5 \times 10^3)^2 = 2,7 \times 10^{12}$ . После оптимизации алгоритм будет выполняться как минимум в 74 раза быстрее.

Необходимо учитывать, что оптимизированный алгоритм тратит дополнительное процессорное время на разбиение областей. И это время растет вместе с увеличением количества областей (рис.1). Количество областей вдоль каждого измерения обозначим соответственно  $N_x, N_y, N_z$ . Но в данном примере количество областей вдоль каждого

измерения одинаково и примем следующие обозначение:  $N_{xyz}$ .

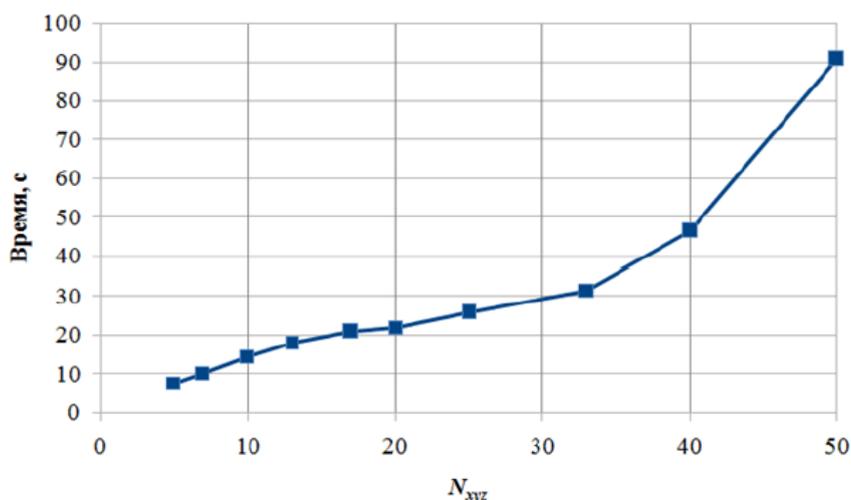


Рис.1. Процессорное время на подготовку данных о всех областях

При разбиении на 125000 ( $50 \times 50 \times 50$ ) областей для сетки в 5,3 млн. элементов время подготовки составляет около 90 секунд. На рис. 2 приведено время, которое необходимо потратить на алгоритм поиска смежных граней, после оптимизации, на рабочей станции с четырьмя шестнадцатиядерными ЦП AMD Opteron 6376.

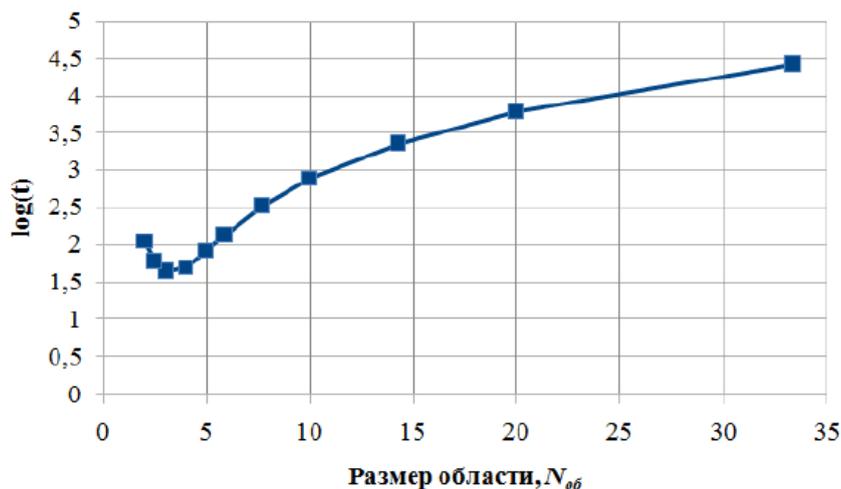


Рис.2. Время расчета алгоритма поиска смежных граней после оптимизации

Также было проведено сравнение времени, которое необходимо потратить на алгоритм поиска смежных граней, для расчетных сеток с различными количеством конечных элементов, а количество областей вдоль каждого измерения равняется 33. Сравнение показало, что увеличение времени счета с увеличением количества элементов в сетке происходит практически линейно. Но, надо заметить, что оптимальное время счета при увеличении количества элементов расчетной сетки может быть достигнуто при разбиении вдоль каждого измерения отличным от 33. Данный вопрос требует дальнейшего изучения.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-20091, <https://rscf.ru/project/22-21-20091/> и средств Администрации Томской области.*

1. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0) // Федеральная служба по интеллектуальной собственности. Государственная регистрация программы для ЭВМ. – № 2019664836 от 14.11.2019.

## РАЗРУШЕНИЕ ОРТОТРОПНОГО КОМПОЗИТА В ВОЛНАХ СЖАТИЯ И РАЗГРУЗКИ

Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Композитные материалы из угле- и органопластиков находят все более широкое применение в различных технических областях: самолетостроении, ракетостроении и многих других. Высокие прочностные характеристики в сочетании с низким удельным весом позволяют существенно снизить массогабаритные характеристики конструкций и увеличить долю полезной нагрузки. Как правило такие композиты существенно анизотропны и это необходимо учитывать при проектировании элементов конструкций. Современные технологии получения композитов позволяют создавать материалы с заданными свойствами, оптимизируя их в зависимости от эксплуатационных нагрузок.

В работе исследуется развитие разрушения в ортотропной пластине-мишени из органопластика в волнах сжатия и разгрузки в зависимости от ориентации упругих и прочностных свойств. Композитная пластина имела толщину 6 мм, волна сжатия инициировалась в мишени в момент удара по ней алюминиевой пластины толщиной 3 мм со скоростью 100 м/с. Задача решается численно, методом конечных элементов, в трехмерной постановке с использованием авторского программного комплекса EFES 2.0 [1]. Моделирование проводится в рамках феноменологического подхода механики деформируемого твердого тела, поведение ортотропного композита описывается моделью [2].

На рис. 1 представлены распределения разрушения в пластине и нормальной компоненты  $\sigma_{zz}$  тензора напряжений (в Па). В верхней половине ортотропной пластины-мишени соотношение между упругими модулями было следующим:  $E_x > E_y > E_z$ , в нижней половине свойства были переориентированы на  $90^\circ$  ( $E_x < E_y < E_z$ ). Аналогично были переориентированы и прочностные характеристики.

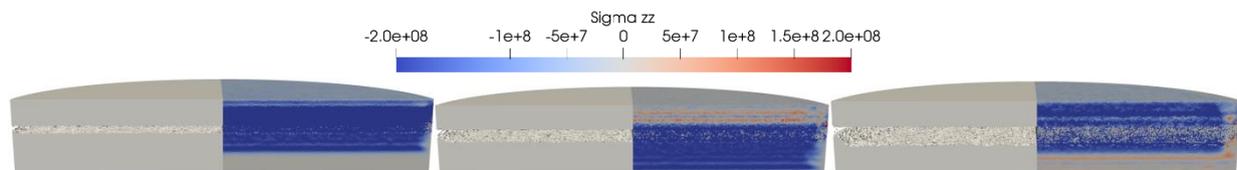


Рис. 1. Распределение в пластине разрушения (слева от оси симметрии) и напряжения  $\sigma_{zz}$  (справа от оси симметрии) в моменты времени 0.6, 1 и 1.4 мкс

В результате исследований установлено, что в зависимости от ориентации свойств в композитной пластине может реализовываться разрушение по типу откола в волне разгрузки и разрушение в волне сжатия.

Таким образом, на основе предложенной модели и алгоритма расчета можно создавать цифровые двойники материалов и конструкций и оптимизировать их свойства в зависимости от условий эксплуатации.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-00407, <https://rscf.ru/project/22-21-00407/>.*

1. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0) // Федеральная служба по интеллектуальной собственности. Государственная регистрация программы для ЭВМ. – № 2019664836 от 14.11.2019.
2. Radchenko P.A., Radchenko A.V., Batuev S.P. Modeling the Destruction of an Anisotropic Composite Barrier in Interaction with Slender Strikers at an Angle // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2022. V. 95. No. 1. P. 90–96. DOI: 10.1007/s10891-022-02457-3.

**ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И  
КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ  
УДЛИНЕННЫХ СТАЛЬНЫХ И ТЯЖЕЛОСПЛАВНЫХ СТЕРЖНЕЙ С  
МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПРЕГРАДАМИ**

Радченко П.А., Радченко А.В., Батуев С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проблема высокоскоростного проникания удлиненных ударников в преграду представляет собой специфическую задачу. Эта задача сложна как для экспериментального исследования, так и для математического и численного. Проведение физического эксперимента с удлиненными ударниками (по сравнению с компактными) сопряжено с дополнительными трудностями различного характера: для обеспечения контролируемого метания таких ударников надо создавать специальные технические устройства; так же в процессе внедрения в преграду удлиненных ударников помимо их деформирования и разрушения возможна потеря устойчивости, поэтому необходимо иметь регистрирующую аппаратуру, которая позволяет фиксировать этот процесс во времени. При математическом и численном исследовании подобных задач основные проблемы следующие:

– адекватность модельного представления поведения удлиненных ударников при высокоскоростном проникании – в идеале математическая модель должна описывать всю специфику поведения таких ударников: разрушение, срабатывание и прогнозирование потери устойчивости ударника в зависимости от условий взаимодействия, которые включают в себя диапазон скоростей удара, углов взаимодействия и углов атаки; свойства материала ударника и преграды, соотношения их геометрических параметров;

– при разработке численных методик надо создавать алгоритмы и методы, обеспечивающие такую дискретизацию, чтобы она не вносила нефизичных возмущений, также алгоритм должен обеспечивать возможность длительного расчета по времени без накопления существенных погрешностей, искажающих результаты.

Результат взаимодействия ударника с преградой зависит от многих факторов: физико-механических свойств материалов ударника и преграды (плотность, упругие и прочностные характеристики, пластичность и т. д), геометрических и кинематических условий взаимодействия (скорость, форма головной части ударника, угол взаимодействия, наличие угла атаки). Если вектор скорости центра масс ударника совпадает с направлением траектории его движения, то в зависимости от угла встречи с преградой происходит либо пробитие преграды, либо рикошет. Наличие угла атаки может являться дополнительным фактором, влияющим на результат взаимодействия ударника с преградой. Следует отметить, что в экспериментах весьма сложно контролировать и измерять угол атаки, в результате интерпретация результатов может быть не достоверной, т.к. фактически реальные условия взаимодействия будут отличаться от планируемых. Особенно это касается если движение ударника до взаимодействия с преградой происходит не в вакууме, а в водной или воздушной среде. В этом случае возможно возникновение не только угла атаки, но и изменение траектории движения ударника. В подобных ситуациях, в дополнение к экспериментам, необходимо проводить численное моделирование, что позволит корректно интерпретировать и прогнозировать результаты.

В работе исследуется нормальное ( $\alpha = 0^\circ$ ,  $\alpha$  – угол между продольной осью ударника и нормалью к преграде) и косое ( $\alpha \neq 0^\circ$ ) взаимодействие длинных цилиндрических ударников из стали и тяжелого сплава ВНЖ 90 с преградами из алюминиевого сплава Д16Т в диапазоне скоростей 300 – 900 м/с. Так же рассмотрено влияние на результат взаимодействия угла атаки  $\beta = \alpha_0 - \alpha$  ( $\alpha_0$  – угол между вектором скорости ударника и нормалью к преграде). Диаметр стержней составлял 5 мм, длина 75 мм. Численное моделирование проводится в трехмерной постановке с помощью конечно-элементного вычислительного комплекса EFES [1] в рамках феноменологического подхода механики деформируемого

твёрдого тела [2, 3].

Рис. 1 иллюстрирует проникание в преграду ударника из сплава ВНЖ 90 с начальной скоростью  $v_0=300$  м/с под углом  $\alpha=60^\circ$  с отрицательным углом нутации  $\beta=-10^\circ$ .

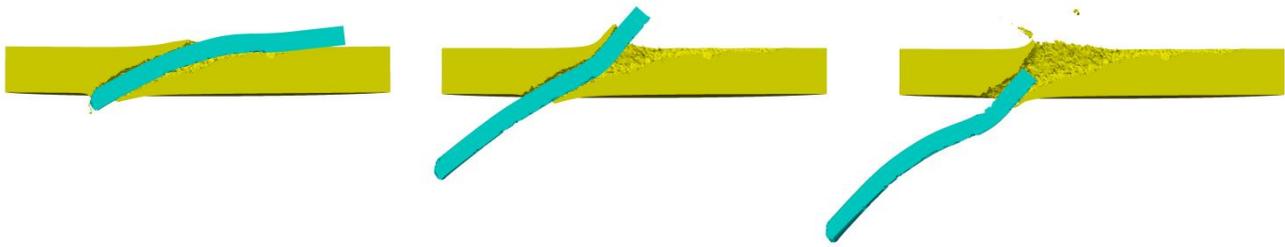


Рис. 1. Расчетная хронограмма проникания ударника в преграду в моменты времени 200, 400 и 600 мкс.  
 $v_0=300$  м/с,  $\alpha=60^\circ$ ,  $\beta=-10^\circ$

Проведенные исследования позволили определить условия возникновения рикошета для рассмотренных ударников из стали и ВНЖ 90 в диапазоне скоростей взаимодействия 300–900 м/с.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-20091, <https://rscf.ru/project/22-21-20091/> и средств Администрации Томской области.*

1. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0) // Федеральная служба по интеллектуальной собственности. Государственная регистрация программы для ЭВМ. – № 2019664836 от 14.11.2019.
2. Radchenko P.A., Batuev S.P., Radchenko A.V. Effect of Projectile Rotation on High-Velocity Impact Fracture // Physical Mesomechanics. 2022. V. 25. No. 2. P. 119–128.
3. Radchenko P.A., Radchenko A.V., Batuev S.P. Modeling the Destruction of an Anisotropic Composite Barrier in Interaction with Slender Strikers at an Angle // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2022. V. 95. No. 1. P. 90–96. DOI: 10.1007/s10891-022-02457-3.

**ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АНОДНОГО БЛОКА ЭЛЕКТРОЛИЗЁРА ПРИ НАГРЕВЕ**

Радченко П.А., Радченко А.В., Батуев С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одним из наиболее востребованных элементов, во многих технологических процессах, является фтор. Это необходимый компонент в технологии разделения изотопов урана, при изготовлении ракетного топлива, для получения фторидов металлов и многое другое. В промышленных масштабах фтор получают путем электролиза расплавов кислых фторидов калия. Для обеспечения нормальных условий функционирования технологической линии по производству фтора необходимо соблюдать непрерывный режим работы электролизеров. Слабым местом в конструкции среднетемпературного электролизера традиционно считается коксовый (угольный) анод, на поверхности которого и образуется газообразный фтор. Имеется несколько причин, приводящих к уменьшению срока работы коксового анода. Наиболее существенными из них можно считать – «анодный эффект», когда наблюдается одновременный рост напряжения на электролизере и уменьшение силы тока, и тепловой эффект, при котором под действием высоких температур, более 100 °С, происходит разное реагирование на тепловое воздействие конструкционных элементов анодного блока, состоящих из различных материалов. Такие эффекты, с высокой степенью вероятности, могут приводить к разрушению анода и выводу электролизера из эксплуатации.

Долговечность анода зависит от качества используемых материалов и соблюдения всех этапов технологического процесса. В современном электрохимическом производстве фтора в качестве материала анодов используются пластины коксовые обожженные, изготавливаемые на основе нефтяного пиролизного кокса и каменноугольного пека. Технология их производства включает приготовление шихты, формование, два обжига с промежуточной пропиткой пеком [1].

В работе исследовано влияние распределения пористости в коксовой пластине на ее разрушение при нагреве до температур 110 °С и 180 °С, когда в качестве материала токопроводящих стержней используется алюминий. Задача решается численно, методом конечных элементов, в трехмерной постановке с использованием авторского программного комплекса EFES 2.0 [2]. Моделирование проводится в рамках феноменологического подхода механики деформируемого твердого тела [3]. Исследовано напряженно-деформированное состояние и разрушение анодного блока среднетемпературного фторного электролизера в зависимости от температуры окружающего расплава. Поведение металлических материалов (алюминиевые стержни и цилиндры из магниевых сплавов) описывается упругопластической моделью. Для описания возможного разрушения алюминия и магниевых сплавов предлагается использовать предельную величину пластической деформации. Поведение кокса описывается упруго-хрупкой средой. Особенностью таких материалов, как кокс, является существенное различие в прочности при сжатии и растяжении. Прочность при растяжении для подобных материалов существенно меньше. Для описания разрушения кокса используется тензорно-полиномиальный критерий второй степени Хоффмана, учитывающий разномодульность прочностных характеристик кокса [4].

Распределение физико-механических характеристик в коксе в реальности неравномерно, что может приводить к формированию в нем областей с пониженными значениями плотности, прочности и упругих характеристик. При случайном распределении пористости объем разрушений в коксовой пластине больше, чем при равномерном распределении. Это объясняется формированием гетерогенной структуры кокса, что приводит к увеличению числа областей, являющихся концентраторами напряжений.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-21-20091,*

*<https://rscf.ru/project/22-21-20091> и средств Администрации Томской области.*

1. Зусайлов Ю.Н., Нонишнева Н.П., Лазуков В.А. Способ получения коксовых пластин для фторных электролизеров. – Патент RU 2123542 С1 – 20.12.1998.
2. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0) // Федеральная служба по интеллектуальной собственности. Государственная регистрация программы для ЭВМ. – № 2019664836 от 14.11.2019.
3. Radchenko P.A., Batuev S.P., Radchenko A.V. Numerical analysis of concrete fracture under shock wave loading // Physical Mesomechanics. 2021. V. 24, No. 1. P. 40–45.
4. Hoffman O. The Brittle Strength of Orthotropic Materials // Journal of Composite Materials. 1967. V. 1, No. 2. P. 200–206.

## ДВУХУРОВНЕВАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ С ИНТЕГРИРОВАННОЙ ЕТМВ ПОДМОДЕЛЮ: НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ

Романов К.А., Швейкин А.И., Трусов П.В., Полуянов А.О.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Для анализа процессов термомеханической обработки материалов наиболее эффективным в настоящее время является использование аппарата математического моделирования, важнейшим элементом которого являются конститутивные модели (КМ) (определяющие соотношения), характеризующие поведение материала. В последнее время весьма востребован многоуровневый подход к построению КМ, основанный на физических теориях пластичности [1]. При данном подходе возможен учет эволюции микроструктуры, изменение которой влияет на физико-механические свойства готового изделия, и взаимодействующих механизмов деформирования на различных масштабных уровнях за счет введения внутренних переменных (ВП) и кинетических уравнений для их изменения.

В работе развивается двухуровневая статистическая КМ для описания неупругого деформирования поликристаллической меди с ГЦК-решеткой, в которой в качестве ключевых механизмов деформирования учитываются внутризеренное дислокационное скольжение и ротации решеток кристаллитов. Для создания КМ, применимых для описания термомеханической обработки методами интенсивной пластической деформации, необходим учет других значимых механизмов деформирования и реализующихся в ходе него процессов, в частности, измельчения зерен поликристалла. Важность описания последнего обусловлена его влиянием на эффективные свойства материала: при уменьшении размера зерна повышается предел текучести (реализуется закон Холла-Петча [2]), при размере зерна ниже некоторого порогового значения может наблюдаться повышение предела прочности [2, 3]. Целью настоящей работы являлось включение в состав двухуровневой КМ подмодели для описания измельчения зеренной структуры.

На первом этапе была предложена простая феноменологическая модель, в которой критерий измельчения зерен связывается с величиной накопленных сдвигов по системам скольжения с учетом вытянутости формы зерна. Показано, что соответствующая модификация КМ может применяться для приближенного описания процесса измельчения зеренной структуры.

Основными задачами работы были включение в состав двухуровневой КМ физической подмодели ЕТМВ [4, 5], описывающей эволюцию среднего размера ячеек при деформировании (это соответствует описанию начальной стадии фрагментации), и реализация модификаций некоторых оригинальных соотношений этой подмодели.

В рамках модели ЕТМВ рассматривается некоторая эффективная ячейка, параметрами которой являются осредненные значения по всем ячейкам кристаллита, и предполагается, что каждая ячейка представляет собой составную двухфазную структуру [5]. Первой фазой являются стенки ячейки, а второй – внутренности ячейки, где под стенкой и внутренностью понимаются области с высокой и низкой локальной плотностью дислокаций соответственно. Принимается, что ячейка имеет кубическую форму со стороной куба равной  $l$  и толщиной стенки  $w/2$  [5]. Кратко предложенный алгоритм применения данной подмодели в рамках двухуровневой КМ можно описать следующим образом.

Для определения среднего размера ячейки  $l$  в модели ЕТМВ необходимо вычислить объемную долю стенок  $f$  по формуле [5]:

$$f = f_{\infty} + (f_0 - f_{\infty})e^{-\gamma_r/\tilde{\gamma}_r} \quad (1)$$

где  $\gamma_r$  – скалярная оценка сдвига по всем системам скольжения,  $f_0$  – начальное значение объемной доли стенок,  $f_{\infty}$  характеризует насыщение при больших деформациях,  $\tilde{\gamma}_r$  описывает скорость уменьшения объемной доли.

Затем интегрируются формулы (2), (3) для определения плотностей дислокаций во внутренностях  $\rho_c$  и стенках  $\rho_w$  соответственно [5].

$$\dot{\rho}_c = (\dot{\rho}_c)_{FR}^+ + (\dot{\rho}_c)_w^- + (\dot{\rho}_c)_{cs}^- \quad (2)$$

$$\dot{\rho}_w = (\dot{\rho}_w)_{dep}^+ + (\dot{\rho}_w)_{FR}^+ + (\dot{\rho}_w)_{cs}^- \quad (3)$$

где  $(\dot{\rho}_c)_{FR}^+$ ,  $(\dot{\rho}_w)_{FR}^+$  – характеризуют повышение плотности дислокаций за счет генерации их источниками Франка-Рида,  $(\dot{\rho}_c)_w^-$ ,  $(\dot{\rho}_w)_{dep}^+$  – характеризуют уменьшение плотности дислокаций во внутренностях ячеек и увеличение плотности дислокаций в стенках из-за перехода некоторой доли дислокаций из внутренностей в стенки,  $(\dot{\rho}_c)_{cs}^-$ ,  $(\dot{\rho}_w)_{cs}^-$  – характеризуют понижение плотности дислокаций за счет аннигиляции. Слагаемые в (2), (3) вычисляются согласно соотношениям, предложенным в [5], и принимается, что все ячейки идентичны и механический отклик может быть охарактеризован значением скорости сдвига  $\dot{\gamma}_r$ . Эта скорость полагается одинаковой для стенок и внутренностей ячеек [5] и вычисляется на основе скоростей сдвигов по системам скольжения, полученных из двухуровневой статистической КМ.

По правилу смесей вычисляется эффективная плотность дислокаций  $\rho$ , с которой связывается изменение среднего размера ячейки  $l = K/\sqrt{\rho}$  [5], где  $K$  – параметр материала.

Для описания развитой фрагментации необходимо более точно учесть происходящие физические процессы. Для этого в работе реализованы модификации некоторых оригинальных соотношений модели ЕТМВ. Из [6] использованы уточнения соотношений (2), (3) для описания аннигиляции дислокаций  $(\dot{\rho}_c)_{cs}^-$ ,  $(\dot{\rho}_w)_{cs}^-$ , учитывающие величину энергии дефекта упаковки и температуру. Соотношение для объемной доли стенок (1) заменено на более детализированное согласно [7]. Для описания разворотов частей зерна учтено влияние геометрически необходимых дислокаций на разориентацию ячеек [8].

Для иллюстрации возможностей предложенной двухуровневой КМ с интегрированной модифицированной подмоделью ЕТМВ был промоделирован процесс равноканального углового прессования меди при комнатной температуре. Результаты находятся в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными.

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

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос. – 2000. – 272 с.
3. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН. – 2003. – 279 с.
4. Estrin Y., Toth L.S., Molinari A., Brechet Y. A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation // Acta Mater. 1998. Vol. 46, № 15. P. 5509–5522.
5. Toth L.S., Molinari A., Estrin Y. Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model // J. Eng. Mater. Tech. 2002. Vol. 124. P. 71–77.
6. Parvin H., Kazeminezhad M. Development a dislocation density based model considering the effect of stacking fault energy: Severe plastic deformation // Computational Materials Science. 2014. Vol. 95. P. 250–255.
7. Vinogradov A., Estrin Y. Analytical and numerical approaches to modelling of severe plastic deformation // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 95. P. 172–242.
8. Estrin Y., Kim H.S. Modelling microstructure evolution toward ultrafine crystallinity produced by severe plastic deformation // J Mater Sci. 2007. Vol. 42. P. 1512–1516.

## МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗГОТОВЛЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

<sup>1</sup>Романова В.А., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р., <sup>2</sup>Зиновьева О.С.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>School of Engineering and Information Technology, University of New South Wales, Canberra

В основе большинства аддитивных технологий изготовления металлических изделий лежат сложные физические процессы, охватывающие широкий диапазон временных и пространственных масштабов. Высокие температурные градиенты в микроскопических ваннах расплава и многократное термоциклирование каждого слоя при наращивании последующих слоев приводят к образованию сложной иерархической структуры, существенно отличающейся от структуры сплавов, полученных традиционными методами. Многопараметрическая зависимость структуры от технологических параметров существенно осложняет прогноз деформационного поведения аддитивно изготовленных металлов. Оптимизация параметров аддитивного производства главным образом основана на стратегии проб и ошибок и требует проведения большого количества экспериментальных исследований. В этой связи привлекательной идеей является частичная или полная замена звеньев экспериментальной цепочки «аддитивное производство – структура – свойства – деформационное поведение» компьютерным моделированием.

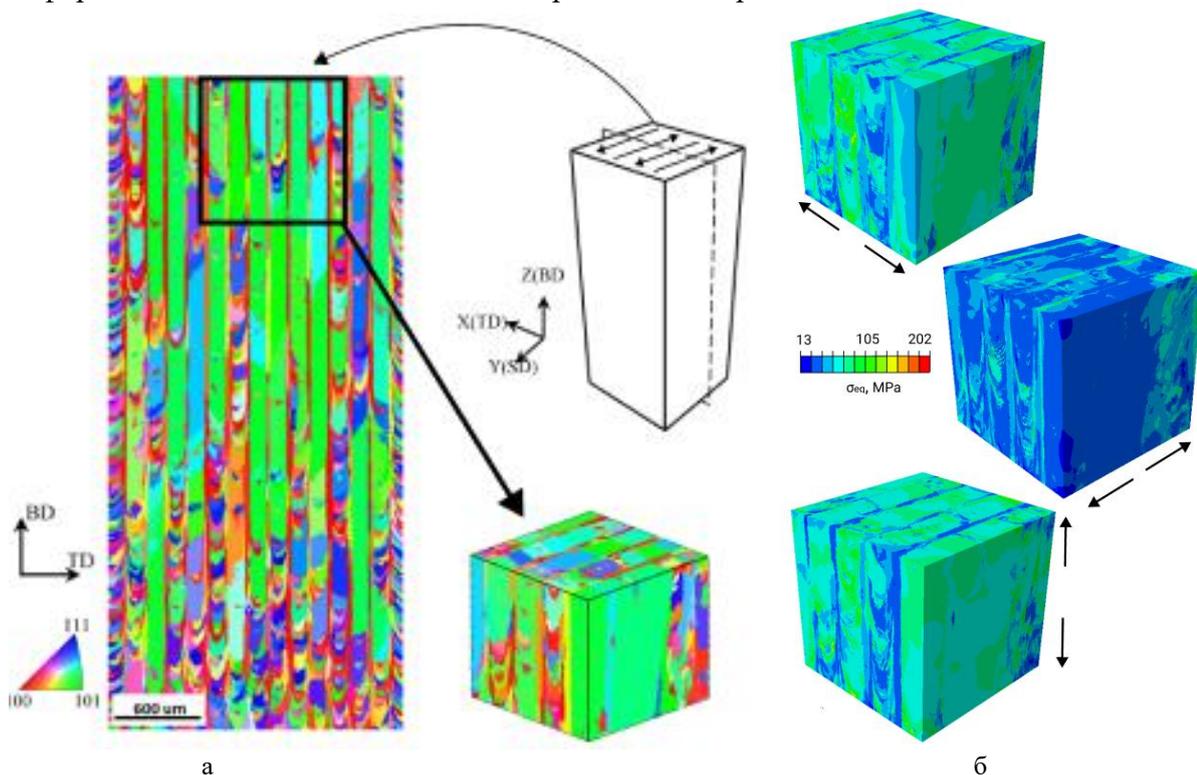


Рис. 1. Модельная структура СЛП стали 316L, полученная методом SAFD, и распределения интенсивности напряжений при растяжении до 0,035% вдоль различных направлений

В настоящей работе приводится обзор результатов численных исследований поведения металлов, изготовленных методом селективного лазерного плавления (СЛП), в рамках подходов многоуровневого моделирования. Деформационные процессы на микро-, мезо- и макроуровнях моделируются с явным учетом структурных особенностей на масштабе рассмотрения. На примере аддитивного силумина и стали 316L реализован интегрированный подход компьютерного моделирования, включающий расчет эволюции зеренных структур в процессе СЛП и последующий анализ их деформационного поведения с учетом особенностей кристаллического строения и геометрии скольжения (рис. 1). Численно

исследовано влияние геометрии и кристаллографической ориентации зерен на характеристики напряженно-деформированного состояния на мезоуровне и анизотропию эффективных механических свойств. На примере аддитивного силумина проанализировано влияние дендритной структуры на особенности напряженного состояния на микроуровне.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН на 2021-2025, проект FWRW-2021-0002.*

## ВЛИЯНИЕ ИОНА ЦИНКА НА ПЕРЕНОС ЭЛЕКТРОНА В СИСТЕМЕ КИСЛОРОД-СУПЕРОКСИДДИСМУТАЗА

Рябых А.В., Маслова О.А., Безносюк С.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул

В данной работе рассматриваются основные аспекты и специфика взаимодействия супероксидного ион-радикала и активного центра медно-цинковой супероксиддисмутазы (СОД1) Cu,Zn-SOD. Детали каталитического механизма до сих пор остаются дискуссионными. Целью данного исследования является изучение процессов переноса электрона на двух стадиях каталитического процесса дезактивации  $O_2^-$  ферментом СОД1 и выявление при этом роли иона  $Zn^{2+}$  путем сравнения характеристик переноса с «нормальным» и «Zn-дефицитным» активными центрами.

Моделирование проводили в программном пакете ORCA версии 5.0.2 [1]. В качестве метода расчета использовали уровень теории функционала плотности с применением GGA функционала плотности PBE. Для оптимизации геометрии и расчета одноточечных энергий малых частиц ( $O_2^-$ ,  $O_2$ ,  $HO_2$ ,  $HO_2^-$ ) использовали базис def2-TZVPD [2]. После оптимизации геометрии рассчитывалась одноточечная энергия структуры активного центра с базисом def2-SVPD. Кроме того, во всех случаях при расчете активного центра на атомы кислорода O, меди Cu и цинка Zn всегда накладывался базисный набор def2-TZVPD.

В достаточно полной мере можно оценить эффективность переноса электрона, получив значение константы скорости  $k$  переноса второго порядка:

$$k = k_{et} \cdot K_{pre}^{\neq} \quad (1)$$

где  $k_{et}$  – частотный фактор переноса электрона по Маркусу,  $c^{-1}$ ;  $K_{pre}^{\neq}$  – концентрационная константа равновесия образования комплекса-прекурсора из донора и акцептора электрона,  $M^{-1}$ . Частотный фактор  $k_{et}$ , или константу скорости первого порядка переноса электрона, можно рассчитать, используя формализм Маркуса [3]:

$$k_{et} = \frac{4 \cdot \pi^2}{h} \cdot \frac{H_{DA}^2}{\sqrt{4 \cdot \pi \cdot \lambda_{tot} \cdot k_B \cdot T}} \cdot e^{\frac{-\Delta G^{\neq}}{k_B \cdot T}} \quad (2)$$

где  $h$  – постоянная Планка, Дж·с;  $H_{DA}$  – матричный элемент перекрытия молекулярных орбиталей донора и акцептора электрона, Дж;  $\lambda_{tot}$  – полная энергия реорганизации системы, Дж;  $k_B$  – постоянная Больцмана; Дж/К;  $T$  – температура, К;  $\Delta G^{\neq}$  – энергия активации переноса, Дж.

Алгоритмы расчета величин, входящих в уравнения (1-2), приведены в работах [4–6]. Для начала укажем, что экспериментальные значения  $k$  как для первичного, так и для вторичного переносов электрона не зависят от заряда иона меди и равны  $2 \cdot 10^9 M^{-1} \cdot c^{-1}$  [7]. Итак, рассмотрим основные характеристики первичного переноса электрона между супероксидным ион-радикалом  $O_2^-$  и ионом меди  $Cu^{2+}$  по внешнесферному механизму на расстоянии  $6 \text{ \AA}$  перпендикулярно квадратному окружению меди.

Таблица 1. Характеристики первичного переноса электрона при  $R = 6 \text{ \AA}$

Характеристика	СОД1	Zn-дефицитная СОД1
$\Delta G^0$ , эВ	-0,444	-0,491
$\Delta G^{0*}$ , эВ	-0,385	-0,431
$\lambda_{tot}$ , эВ	1,754	1,686
$\Delta G^{\neq}$ , эВ	0,208	0,174
$H_{DA}$ , эВ	$1,68 \cdot 10^{-2}$	$2,51 \cdot 10^{-3}$
$k_{et}$ , $c^{-1}$	$1,11 \cdot 10^9$	$9,37 \cdot 10^7$
$K_{pre}^{\neq}$ , $M^{-1}$	5,56	5,56
$k$ , $M^{-1} \cdot c^{-1}$	$6,15 \cdot 10^9$	$5,21 \cdot 10^8$

Как видно из приведенных в таблице 1 результатов, ион цинка  $Zn^{2+}$  для первичного переноса электрона не оказывает особого влияния, что доказывается сходными численными значениями. Рассмотрим далее основные характеристики вторичного переноса электрона перехода между гидропероксидным радикалом  $HO_2$  и ионом меди  $Cu^+$  по внешнесферному механизму на расстоянии 6 Å.

Таблица 2. Характеристики вторичного переноса электрона при  $R = 6 \text{ \AA}$

Характеристика	СОД1	Zn-дефицитная СОД1
$\Delta G^0$ , эВ	- 0,390	- 0,044
$\Delta G^{0*}$ , эВ	- 0,449	- 0,104
$\lambda_{\text{tot}}$ , эВ	1,603	1,672
$\Delta G^\ddagger$ , эВ	0,208	0,368
$H_{DA}$ , эВ	$1,91 \cdot 10^{-1}$	$3,70 \cdot 10^{-2}$
$k_{\text{et}}$ , $\text{c}^{-1}$	$1,49 \cdot 10^{11}$	$1,08 \cdot 10^7$
$K_{\text{pre}}^\ddagger$ , $\text{M}^{-1}$	0,545	0,545
$k$ , $\text{M}^{-1} \cdot \text{c}^{-1}$	$8,12 \cdot 10^{10}$	$5,86 \cdot 10^6$

Как видно, в основном эффекты касаются только вторичного переноса электрона. Это указывает на то, что ион меди  $Cu^+$  в условии отсутствия  $Zn^{2+}$  становится менее лабильным по отношению к потере электрона с образованием  $Cu^{2+}$ . Влияние оказывается на все величины, которые определяют значение константы скорости. Ион цинка при вторичном переносе более интенсивно способствует делокализации электронной плотности. Кроме того, ион цинка структурно поддерживает мостиковый лиганд, который при присутствии цинка становится участником донорной молекулярной орбитали, увеличивая значение  $H_{DA}$ .

1. Neese F. The ORCA program system // Wiley interdisciplinary Reviews - Computational Molecular Science. 2012. № 2(1). P. 73–78.
2. Weigend F., Ahlrichs R. Balanced Basis Sets of Split Valence, Triple Zeta Valence and Quadruple Zeta Valence Quality for H to Rn: Design and Assessment of Accuracy // Phys. Chem. Chem. Phys. 2005. № 7. P. 3297.
3. Marcus R.A., Sutin N. Electron transfers in chemistry and biology // Biochimica et Biophysica Acta. 1985. № 811(3). P. 265–322.
4. Ebersson L. The Marcus theory of electron transfer, a sorting device for toxic compounds // Advances in Free Radical Biology & Medicine. 1985. № 1(1). P.19–90.
5. Rosso K.M., Morgan J.J. Outer-sphere electron transfer kinetics of metal ion oxidation by molecular oxygen // Geochimica et Cosmochimica Acta. 2002. № 66(24). P. 4223–4233.
6. Cave R.J., Newton M.D. Calculation of electronic coupling matrix elements for ground and excited state electron transfer reactions: Comparison of the generalized Mulliken–Hush and block diagonalization methods // The Journal of Chemical Physics. 1997. № 106(22). P. 9213–9226.
7. Takahashi M.A., Asada K. A flash-photometric method for determination of reactivity of superoxide: application to superoxide dismutase assay // Journal of biochemistry. 1982. № 91(3). P. 889–896.

**ПОЛНОВОЛНОВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В СРЕДАХ С МЕЗОСКОПИЧЕСКИМИ ТРЕЩИНАМИ БЕЗМАТРИЧНЫМ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ**<sup>1</sup>Сабинин Г.В., <sup>1</sup>Мокин А.К., <sup>1,2</sup>Вершинин А.В., <sup>3</sup>Чичина Т.И.<sup>1</sup>*Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва*<sup>2</sup>*Институт физики Земли РАН имени О.Ю. Шмидта, Москва*<sup>3</sup>*Мексиканский нефтяной институт, Мехико*

Определение параметров трещиноватости в последнее время приобретает всё большую актуальность в геофизике не только ввиду задачи поиска нефтегазовых коллекторов с повышенной трещиноватостью и пористостью продуктивного пласта, но и в связи с необходимостью обоснования мероприятий увеличения нефтеотдачи, таких как гидроразрыв пласта, и в том числе для стимулирования добычи углеводородов из залежей с трудноизвлекаемыми запасами. Таким образом, не только в поисковой сейсморазведке, но и в нефтяной геомеханике первостепенную роль приобретает предсказание параметров трещиноватости горных пород, таких как плотность трещин, их распределение в пространстве, их размер, ориентация и др. Для решения обратной задачи по данным сейсморазведки необходимо предварительно решить соответствующую прямую задачу, то есть воссоздать сейсмический отклик среды при известных параметрах трещиноватости.

Однако численное моделирование сейсмического отклика от мезоскопической системы трещин представляет собой нетривиальную задачу. Целью данной работы является реализация полноволнового численного моделирования при явном (геометрическом) задании трещин в модели. Существует подход применения эффективных анизотропных моделей [1, 2], где микроскопические трещины не задаются в явном виде. Такой подход обеспечивает высокую скорость вычислений, однако лишает исследователя возможности более детального моделирования трещиноватых коллекторов и не учитывает возникающих на трещинах дифрагированных (рассеянных) волн.

В данной работе исследуется возможность моделирования сред с явным заданием трещин методом конечных элементов (МКЭ) с помощью программно-аппаратной архитектуры параллельных вычислений CUDA, которая позволяет существенно увеличить вычислительную производительность благодаря использованию графических процессоров. Рассматриваемая в работе реализация МКЭ позволяет решать прямую задачу для моделей со сложными системами трещин за разумное время за счет применения безматричного алгоритма интегрирования по времени, показавшего высокую эффективность распараллеливания в векторизованном виде. В нашей реализации каждая трещина задаётся в явном виде, можно варьировать размер (длину) отдельной трещины и её ориентацию в пространстве. Допускается произвольное взаимное расположение трещин.

При проведении модельных расчетов параметры моделей трещиноватой среды взяты из монографии Левянта с соавторами [3]. В их исследовании использовалась модель «бесконечно тонкой трещины» – математического разреза (такая же модель реализована и в данной работе) [4], а для численного моделирования — сеточно-характеристический метод [5]. В рамках реализованного алгоритма генерации системы мезотрещин трещина задаётся в виде отрезка прямой (в общем случае в виде произвольной кривой). При построении сетки на трещине создаются два набора узлов (не обязательно геометрически совпадающих, но в нашей реализации они геометрически совпадают). Элементы, инцидентные отрезку прямой, лежащие по одну сторону от трещины, «подключаются» к одному набору узлов, а элементы, лежащие по другую сторону от трещины, — к другому. Таким образом, получаются два геометрически совпадающих на отрезке прямой набора рёбер, соответствующие различным берегам трещины. Результаты численного моделирования, полученные в настоящей работе, качественно совпадают с результатами из упомянутой выше монографии Левянта с соавторами [3].

В работе анализируется эффективность параллельной реализации векторизованного безматричного алгоритма МКЭ на графических процессорах при решении задач с мезоскопическими трещинами, оценивается сеточная сходимость численного решения, проводится сравнение по точности и по времени с CAE Fidesys [6].

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для поддержки молодых ученых – докторов наук (проект MD-208.2021.1.1) в части, связанной с разработкой алгоритма численного решения и расчетов на графических картах, и Математического центра фундаментальной и прикладной математики (проект 075-15-2019-1621) в части, связанной с постановкой задачи.*

1. Schoenberg M., Douma, J. Elastic wave propagation in media with parallel fractures and aligned cracks, Geophysical Prospecting. 1988. №. 36. P. 571–590.
2. Sabinin G., Chichinina T., Tulchinsky V. Deep Learning for Anisotropy Parameters Estimation in Oil/Gas Fractured Reservoirs, Conference Proceedings. 82nd EAGE Annual Conference & Exhibition. 2020. № 2020. P. 1–5.
3. Numerical Modeling of Seismic Responses from Fractured Reservoirs by the Grid-characteristic Method / V. Leviant, I. Kvasov, I. Petrov. Tulsa: Society of Exploration Geophysicists, 2019.
4. Nikishkov G., Vershinin A., Nikishkov Y. Mesh-independent equivalent domain integral method for J-integral evaluation, Advances in Engineering Software. 2016. №. 100. P. 308–318.
5. Сеточно-характеристические численные методы / К.М. Магомедов, А.С. Холодов. Москва, Изд.-во Юрайт. – 2018. – 313 с.
6. Konovalov D., Vershinin A., Zingerman K., Levin V. The Implementation of Spectral Element Method in a CAE System for the Solution of Elasticity Problems on Hybrid Curvilinear Meshes // Modelling and Simulation in Engineering. 2017. №. 2017. P. 1–7.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ  
МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ  
ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИЙ**

Смирнов А.С., Коновалов А.В., Смирнова Е.О., Канакин В.С., Спирина И.А.  
*Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург*

Композиционные материалы с матрицей из металлических материалов в процессе пластического деформирования при высоких температурах обладают сложным реологическим поведением, проявляющимся во влиянии истории нагружения на кривую сопротивления деформации. Это вызвано тем, что при повышенных температурах деформации в матрице композита происходят конкурирующие процессы упрочнения и разупрочнения. В связи с этим, для корректного описания реологического поведения металломатричных композитов (ММК) в условиях высоких температур необходимо, чтобы математические модели, описывающие реологическое поведение ММК, учитывали влияние изменения условий нагружения в процессе деформации. В данной работе реологическое поведение и эволюция микроструктуры в алюмоматричном композите В95/10%SiC при его деформации описывается с использованием структурно-иерархической вязкопластической модели сопротивления деформации. В модель входят внутренние переменные, описывающие динамические процессы рекристаллизации и возврата с учетом барьерного эффекта, вызванного внедрением частиц SiC в сплав. Внутренние переменные в модели записаны в виде системы дифференциальных уравнений, куда входят неизвестные параметры, соответствующие текущему состоянию композита. Значения параметров получены по результатам идентификации экспериментальных диаграмм сжатия образцов и данных, полученных методом дифракции отраженных электронов.

Идентификация модели проведена с использованием теории идентификации динамических процессов. Для этого в эксперименте реализованы сложные законы нагружения образцов, при которых скорость деформации постоянно изменяется: участки возрастания скорости чередуются с участками ее уменьшения. Эксперименты проведены в диапазоне температур 300-500 °С и скоростном диапазоне 0,1–5 1/с. Для идентификации модели также требуется знать количественные характеристики процессов рекристаллизации, возврата и накопленной поврежденности. Количественные данные о процессах возврата и рекристаллизации были определены на основе данных метода дифракции отраженных электронов, а данные об эволюции поврежденности в композите в зависимости от термомеханических параметров деформирования были получены на основе данных микромеханических испытаний образцов с использованием техники кинетического индентирования. Результаты идентификации и верификации модели сопротивления деформации показали, что для диапазона температур 300-500 °С и скоростей деформаций 0,1–5 1/с модель прогнозирует сопротивление деформации ММК В95/10% SiC со средним относительным отклонением не превышающим 5%, а среднее относительное отклонение доли пройденной динамической рекристаллизации не превышает 10%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-29-00428.*

**ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В  
ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ БРОНЗЫ НА ОСОБЕННОСТИ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ**

Смолин А.Ю., Еремина Г.М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные технологии уже в настоящее время позволяют получать изделия из различных материалов со сложной структурой. Наиболее перспективной аддитивной технологией для получения металлических изделий с упрочнёнными поверхностными слоями является наплавка электронным лучом в вакууме с использованием проволоочных филаментов и порошков. В частности, с помощью такой технологии были получены градиентные композиты на основе алюминиевой бронзы с включениями карбида бора [1], перспективные для использования в нагруженных узлах трения. Однако качество и свойства таких материалов существенно зависят от различных параметров используемой технологии, например, таких как тепловложение, концентрация и способ добавления порошков упрочняющих включений, скорость подачи филамента и т.д. Вследствие высокой трудоёмкости и стоимости отладки режимов печати таких материалов перспективным способом для определения их оптимальной структуры, обеспечивающей высокую эффективность в условиях эксплуатации, является компьютерное моделирование. Цель данной работы состояла в разработке численной модели и изучении на её основе влияния включений карбида бора в упрочнённом слое бронзы на особенности её механического поведения в условиях трения скольжения.

Трёхмерная численная модель композита триботехнического назначения была построена на основе метода подвижных клеточных автоматов, который уже на протяжении двадцати лет успешно используется для решения подобных задач [2]. В отличие от ранее использованного двумерного приближения [3], в настоящей работе использована трёхмерная модель, которая обеспечивает более корректное описание напряжённого состояния в условиях трибологического контакта.

Численно исследовано влияние концентрации упрочняющих включений в поверхностном слое композитов на установление стационарного режима трения, динамику коэффициента трения и структурообразование в трибослое в процессе взаимодействия.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.*

1. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N., et al. Characterization of gradient CuAl-B<sub>4</sub>C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. V. 859. P. 157824. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157824>.
2. Shilko E.V., Grigoriev A.S., Smolin A.Yu. A discrete element formalism for modelling wear particle formation in contact between sliding metals // *Facta Universitatis Series: Mechanical Engineering*. 2021. V. 19. P. 7–22. <https://doi.org/10.22190/FUME201221012S>.
3. Smolin A.Yu., Filippov A.V., Shilko E.V. Friction behavior of aluminum bronze reinforced by boron carbide particles // *Facta Universitatis Series: Mechanical Engineering*. 2021. V. 19. P. 51–65. <https://doi.org/10.22190/FUME201226013S>.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТНОМ ДИСКЕ

Смолин И.Ю., Зими́на В.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Слоистые композиционные материалы в последнее время вызывают значительный интерес и являются одними из перспективных материалов промышленности. При оценке прочности изделий из слоистых композитов важно учитывать термические остаточные напряжения, которые возникают на границах раздела и вызваны различными значениями теплофизических свойств соседних слоев. В связи с этим изучение внутренних термических напряжений, закономерностей их формирования и влияния на прочность слоистых композиционных материалов вызывает большой научный и практический интерес.

В работе выполнен анализ внутренних напряжений в керамическом композитном диске, состоящем из слоев  $ZrB_2 - 20\% SiC$  с разными добавками  $ZrO_2$  при его остывании от температуры спекания. Для этого применялась численная модель, а также разработано аналитическое решение, основанное на упрощенной одномерной постановке задачи для центральной части диска. Численное моделирование процесса формирования напряженно-деформированного состояния при остывании образца выполнено в программном комплексе ABAQUS методом конечных элементов в двумерной осесимметричной постановке [1]. Получено хорошее согласие численного и аналитического решений (рис. 1).

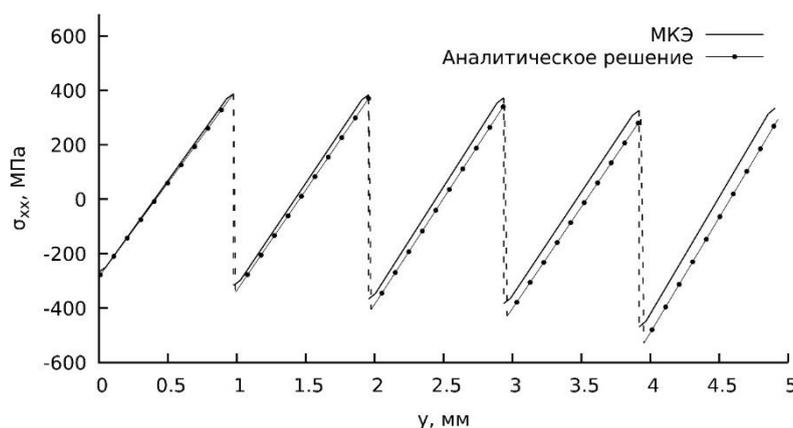


Рис. 1. Распределение температурных напряжений по толщине в центральной части диска

В результате проведенного численного исследования показано, что напряженно-деформированное состояние в большей части слоистого диска соответствует одномерной задаче. Из анализа аналитического решения следует, что уровень напряжений определяется не только значениями коэффициентов термического расширения и двухосных модулей упругости соединенных материалов, но также и толщиной и расположением слоев в диске. Выполнен анализ влияния пористости в слоях керамического композита на значения остаточных напряжений, в результате которого было показано, что напряжения уменьшаются только в пористых слоях с увеличением объемной доли пор в них. Данную особенность необходимо учитывать при выборе состава и в других слоях композита для получения более равномерного распределения остаточных напряжений. Результаты проведенного исследования могут быть использованы при анализе остаточных напряжений в слоистых композитах различного состава и решении конкретных инженерных задач.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

**КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПУРИНА**

Федоров И.А., Корабельников Д.В.

*Кемеровский государственный университет, Кемерово*

Пурин ( $C_5N_4H_4$ ) является азотосодержащим гетероциклическим соединением, важным компонентом оснований ДНК и других биомолекул. Производные пурина используются в медицине. Кристаллическая решетка пурина имеет орторомбическую сингонию (пространственная группа  $Pna21$ ) [1]. Число формульных единиц в элементарной ячейке равно четырем. Материалы с отрицательной линейной сжимаемостью представляют большой практический интерес, что стимулирует их поиск и исследование. Сжимаемость кристаллических соединений обусловлена их внутренней структурой и межмолекулярными взаимодействиями. Таким образом, исследование влияния давления на структуру и межмолекулярные взаимодействия кристалла пурина позволит понять его механические и электронные свойства, которые к настоящему времени не изучены.

Ключевую роль в существовании молекулярных кристаллов играют дисперсионные силы. Для их учета использовалась схема DFT-D3(BJ) [2], которая применялась нами при исследовании физико-химических свойств молекулярных кристаллов [3]. Для определения равновесной структуры кристалла пурина использовался пакет Quantum ESPRESSO. Полная энергия вычислена в рамках теории функционала плотности в параметризации PBE для обменно-корреляционной энергии. Оптимизированные параметры использовались в дальнейшем для исследования электронной структуры кристалла в рамках гибридного функционала PBE0 с базисом PVB-TZVP пакета CRYSTAL17.

Наблюдается хорошее согласие между экспериментальными и теоретическими значениями (не хуже 2 %) параметров кристаллической ячейки пурина. Это демонстрирует, что учтены все ключевые взаимодействия между молекулами рассматриваемого кристалла. Давление приводит к тому, что значения параметров  $a$  и  $c$  кристаллической ячейки монотонно убывают. Наибольшая сжимаемость имеет место вдоль оси  $c$ . Сжатие вдоль данного направления соответствует сближению плоскостей молекул пурина и основную роль играют ван-дер-ваальсовы силы. Для оси  $a$  сжимаемость значительно меньше. При этом наблюдается увеличение значения параметра  $b$  под действием давления (отрицательная линейная сжимаемость). Отметим, что материалы с отрицательной линейной сжимаемостью весьма привлекательны для применения в датчиках давления и несжимаемых композитах.

Для исследования механических свойств кристаллического пурина был вычислен полный набор упругих постоянных. Это позволило определить линейные сжимаемости, объемный модуль сжатия, модуль Юнга, модуль сдвига и коэффициент Пуассона.

Выполнено исследование электронных свойств кристалла пурина. В отсутствие давления ширина запрещенной зоны равна 5,54 эВ, следовательно, данный кристалл является диэлектриком. Давление приводит к монотонному убыванию ширины запрещенной зоны. Для исследования водородной связи проведен топологический анализ электронной плотности, что позволило установить частично ковалентный характер водородных связей.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-20026, <https://rscf.ru/project/22-22-20026/> (<https://rscf.ru/en/project/22-22-20026/>).*

1. Ruggiero M.T., Zeitler J.A., Erba A. Intermolecular anharmonicity in molecular crystals: interplay between experimental low-frequency dynamics and quantum quasi-harmonic simulations of solid purine // Chem. Commun. 2017. V. 53. P. 3781–3784.
2. Grimme S., Antony J., Ehrlich S., Krieg H. A consistent and accurate ab initio parametrization of density functional dispersion correction (DFT-D) for the 94 elements H-Pu // J. Chem. Phys. 2010. V. 132. P. 154104.
3. Fedorov I. Study elastic properties of the leucine and isoleucine from first principles calculations // J. Phys.: Condens. Matter. 2022. V. 34. P. 145702.

## РАСЧЕТЫ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДИФФУЗИИ В ДВУХФАЗНОЙ СИСТЕМЕ ПАР - ЖИДКОСТЬ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

<sup>1,2</sup>Харламов Г.В.

<sup>1</sup>*Сибирский государственный университет телекоммуникаций и информатики, Новосибирск*

<sup>2</sup>*Сибирский государственный университет путей сообщения, Новосибирск*

Метод молекулярной динамики давно применяется для расчетов коэффициентов переноса в жидкостях и плотных газах. При выполнении необходимых условий метод молекулярной динамики позволяет не только получать результаты близкие к экспериментальным данным, но и устанавливать универсальные зависимости коэффициентов переноса от параметров системы (плотности и температуры).

В наших работах [1–6] проведены расчеты коэффициентов самодиффузии и диффузии в системе молекул Леннард-Джонса в широком интервале плотности и температуры. Плотность системы менялась от значений, соответствующих разреженному газу, до значений очень плотной жидкости. Температура изменялась от значений много ниже критической до значений, соответствующих сверхкритической жидкости. При некоторых параметрах системы наблюдалось сосуществование двух фаз – пара и жидкости. При этом при малой плотности системы и низких температурах образовывались нанок капли жидкости в паре в результате гомогенной нуклеации. В плотных системах наблюдалось образование пузырьков и полостей пара в жидкости. Для средней плотности системы наблюдалось расслаивание системы на слои жидкости и пара. Появление двухфазной среды в системе приводило к сильному снижению коэффициентов самодиффузии и диффузии примеси.

В настоящей работе рассчитывались коэффициенты самодиффузии атомов аргона и коэффициенты диффузии примеси атомов криптона в аргоне в широком диапазоне плотности и температуры системы. Методика расчетов описана в наших предыдущих работах [1, 2]. Использовался модифицированный потенциал Леннард-Джонса. Число частиц в ячейке изменялось от 3000 до 30000 в зависимости от плотности системы. В бинарной системе доля частиц примеси составляла 1% от всего числа частиц.

Использовались приведенные безразмерные физические величины: приведенное расстояние  $r = r_d / \sigma_1$ , приведенное время  $t = t_d / \sigma_1 (\varepsilon_1 / m_1)^{1/2}$ , приведенная плотность  $\rho = \rho_d \sigma_1^3$ , приведенная температура  $T = k T_d / \varepsilon_1$  и приведенная энергия  $U = U_d / \varepsilon_1$ .  $m_1$  – масса молекулы аргона. Нижний индекс  $d$  обозначает размерные переменные.

Рассчитывались безразмерные приведенные коэффициенты диффузии аргона  $D_{md} / D_0$  и криптона в аргоне  $D_{m12} / D_{12}$ . Здесь  $D_0$  и  $D_{12}$  – коэффициенты диффузии Чепмена – Энскога для разреженного газа [7].

Расчеты показали, что в области разреженных газов безразмерные приведенные коэффициенты близки к единице. По мере возрастания плотности в системе в области параметров, при которых система остается однородной (однофазной), приведенные коэффициенты самодиффузии и диффузии уменьшаются, но не зависят от температуры вплоть до плотности очень плотного газа ( $\rho = 0.6$ ). При появлении нанок капель жидкости в газообразном аргоне почти все атомы примеси криптона оказываются захваченными этими каплями, что приводит к уменьшению их коэффициента диффузии.

В плотных системах – жидкостях – наблюдается зависимость приведенного коэффициента от температуры. На рис. 1 приведены зависимости рассчитанных коэффициентов самодиффузии аргона, разделенных на температуру, от температуры при различной плотности системы. На рисунке видно, что для жидкостей  $\rho = 0.78–0.888$  зависимость коэффициента самодиффузии от температуры близка к линейной. Похожая картина наблюдается и для коэффициентов диффузии атомов криптона в жидком аргоне [3, 4].

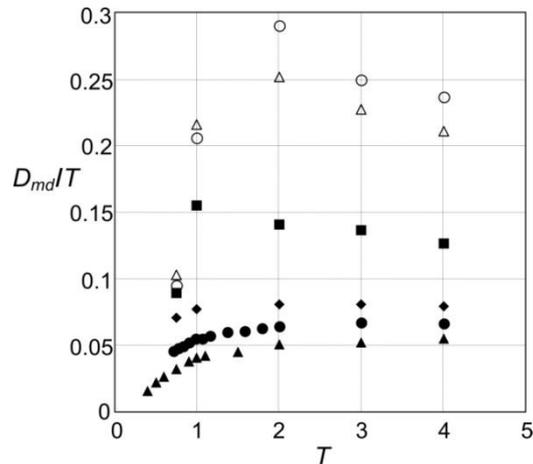


Рис. 1. Результаты молекулярно-динамических расчетов коэффициентов самодиффузии атомов аргона  $D_{md}/T$  от температуры при различной плотности системы:  $\rho = 0.4$  (○), 0.437 (△), 0.61 (■), 0.78 (◆), 0.84 (●), 0.888 (▲)

Это говорит о том, что в газах и жидкостях проявляются различные механизмы диффузии. В газах (разреженных и плотных) наблюдается «столкновительный» механизм, при котором релаксация скорости молекул происходит в результате парных столкновений. В жидкостях проявляется коллективный механизм, в результате которого молекулы движутся в жидкости вместе со своим окружением, при этом релаксация скорости определяется релаксацией импульса окружающих молекулу частиц. Этот механизм не связан с прыжками молекул из одного квазистационарного состояния в другое. Результаты расчетов коэффициентов диффузии сравнивались с экспериментальными данными по самодиффузии в разреженном и плотном газообразном аргоне, а также диффузии криптона в жидком аргоне. Всюду получено хорошее согласие.

В работе показано, что метод молекулярной динамики можно применять для расчетов коэффициентов диффузии не только в плотных молекулярных системах, но и в двухфазных системах пар – жидкость, и даже в разреженных газах. Таким образом, можно рассчитывать образование нанок капель в газах [8], флуктуации плотности, импульса и энергии в разреженном газе [9], и даже свето - индуцированный дрейф в разреженном газе [10].

1. 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.
2. Kharlamov G. V. and Zhilkin S. V. Molecular Dynamics Simulation of the Molecular Diffusion in Gases and Liquids // Engineering Letters. 2017. V. 25. N 2. P. 222–227.
3. Kharlamov G. V. and Zhilkin S. V. The molecular dynamics simulation of self-diffusion in gases and liquids // Journal of Physics: Conference Series. 2017. V. 899. 052009.
4. Kharlamov G. V. About diffusion mechanisms in gases and liquids from data of molecular dynamics simulation // Journal of Physics: Conference Series. 2018. V. 1105. 012152.
5. Kharlamov G.V. Molecular diffusion in gases and liquids. Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 2119. 012122.
6. Kharlamov G.V. Simulating diffusion in the conditions of vapor – liquid phase transition by the molecular dynamics method. Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 2057. 012114.
7. Гиршфельдер Дж., Кертисс Ч., Берд Ч. Молекулярная теория газов и жидкостей. М.: Издательство иностранной литературы. – 1954. – 929 с.
8. Харламов Г.В., Онищук А.А., Пуртов П.А., Восель С.В., Болеста А.В. Расчеты поверхностного натяжения малых капель методом молекулярной динамики // Оптика атмосферы и океана. 2008. Т. 21. № 9. С. 784–788.
9. Kharlamov G.V., Rudyak V.Ya. The equilibrium fluctuations in small open systems // Physica A: Statistical Mechanics and its Applications. 2004. V. 340. № 1-3. P. 257–264.
10. Gel'mukhanov F.Kh., Kharlamov G.V., Rautian S.G. Spectral profiles of signals in light-induced drift and light-induced diffusive pulling effects // Optics Communications. 1992. V. 94. № 6. P. 521–524.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В РАМКАХ ТРЕХ-УРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ

Чечулина Е.А., Грибов Д.С., Попов Ф.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

В качестве одного из наиболее известных проявлений влияния диффузионных процессов на поведение деформируемого материала является эффект Портевена – Ле Шателье (ПЛШ) – появление повторяющихся скачков на диаграмме напряжение – деформация, обусловленных формированием областей (полос) интенсивных пластических деформаций, при одноосном деформировании образцов с постоянной скоростью. Проявление неустойчивости пластического деформирования обнаруживается для широкого круга пластичных материалов в определенных температурно-скоростных диапазонах деформирования.

Установление основных физико-механических механизмов, обуславливающих возникновение неустойчивости Портевена – Ле Шателье, установление области ее существования, является одной из основных задач при численном и экспериментальном изучении эффекта, так как значительная часть изделий из конструкционных металлов и сплавов в реальных процессах изготовления обнаруживает склонность к указанному эффекту. Математическое моделирование неупругого поведения материала, «тонкостей» процессов эволюции дислокационных субструктур и точечных дефектов, в том числе – во внутренних областях образцов, зачастую является единственной возможностью анализа микроструктурных процессов.

Предсказательная способность моделей во многом зависит от задания исходных данных. В литературе представлено большое количество работ, где численные исследования эффекта ПЛШ сопряжены с экспериментальными исследованиями [1–14].

Для описания деформирования материала используется трёхуровневая дислокационно-ориентированная модель, включающая следующие масштабно-структурные уровни: макроуровень, мезоуровень-1 и мезоуровень-2. В работе использован подход с введением внутренних переменных, разделяемых на явные (входящие непосредственно в определяющие соотношения) и неявные (входящие в соотношения для описания эволюции мезо- и микроструктуры).

На верхнем уровне описывается поведение представительного макрообъёма материала. На мезоуровне-1 описывается деформирование кристаллита в терминах континуальных механических переменных. На мезоуровне-2 описывается эволюция плотностей дефектов, описывается изменения состояния примесных атомов, упрочнение систем скольжения. Для связи уровней в структуру определяющих соотношений на каждом из масштабных уровней добавляются замыкающие уравнения, описывающие процессы деформирования на более глубоких масштабных уровнях по отношению к рассматриваемому. Предлагаемая модель включает описание наиболее важных механизмов, реализуемых при неупругом деформировании поликристаллических металлов и сплавов: движение краевых дислокаций, взаимодействие дислокаций (образование дислокационных субструктур), взаимодействие дислокаций с атомами примеси.

Описание эффекта ПЛШ за счет взаимодействия атомов примеси с дислокациями базируется на рассмотрении двух механизмов: 1) «сбор» атомов примесей движущимися дислокациями, 2) диффузия атомов примесей к временно остановленным на препятствиях дислокациям. В процессе движения с различными средними скоростями дислокации взаимодействуют с примесными атомами по различным сценариям: может происходить «сбор» и «сброс» атомов примеси дислокациями (движение дислокации с собранным облаком примесных атомов), стекание атомов примеси к заторможенным на различных препятствиях дислокациям по второму механизму. Образование облаков атомов примеси

вокруг дислокаций оказывает тормозящее действие на движение дислокаций. Вклад со стороны атомов примеси в движение дислокаций учитывается за счет дополнительного слагаемого в законе упрочнения. При увеличении концентрации захваченных атомов примеси возрастают критические напряжения на системе скольжения, что требует увеличения прикладываемых касательных напряжений. В свою очередь, при достаточно высоких касательных напряжениях увеличивается средняя скорость движения дислокаций, из-за чего происходит «сброс» атомов примеси, что приводит к снижению критических напряжений и возникновению описываемой неустойчивости.

Сформулированные соотношения включают в себя: скорость изменения концентрации атомов примеси и вклад в критические напряжения со стороны атомов примеси. Результаты численных расчетов демонстрируют качественное соответствие экспериментальным данным.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (РНФ № 20-79-10235).*

1. Aboufadi H., Deges J., Choi P., Raabe D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale // *Acta Mater.* 2015. V. 86. P. 34–42.
2. Benallal A., Berstad T., Børvik T., Clausen A.H., Hopperstad O.S. Dynamic strain aging and related instabilities: experimental, theoretical and numerical aspects // *Eur. J. Mechanics A/Solids.* 2006. V. 25. P. 397–424.
3. Bertram A., Böhlke T., Brüggemann C., Estrin Y., Lebyodkin M. Modeling and Simulation of the Portevin-Le Chatelier Effect // *Proc. Appl. Math. Mech.* 2006. V. 6. P. 353–354.
4. Böhlke T., Bondár G., Estrin Y., Lebyodkin M.A. Geometrically non-linear modeling of the Portevin–Le Chatelier effect // *Comput. Materials Science.* 2009. V. 44. P. 1076–1088.
5. Curtin W.A., Olmsted D.L., Hector L.G. A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys // *Nature materials.* 2006. V. 5. P. 875–880.
6. Huifeng J., Qingchuan Z., Xuedong Ch., Zhongjia Ch., Zhenyu J., Xiaoping W., Jinghong F. Three types of Portevin–Le Chatelier effects: Experiment and modeling // *Acta Mater.* 2007. V. 55. P. 2219– 2228.
7. Larsson R., Nilsson L. On the modelling of strain ageing in a metastable austenitic stainless steel // *Journal of Materials Processing Technology.* 2012. V. 212. P. 46– 58.
8. Lebyodkin M., Brechet Y., Estrin Y., Kubin L. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin – Le Chatelier effect // *Acta mater.* 1996. V. 44. No. II. P. 4531–4541.
9. Lindgren L.-E., Domkin K., Hansson S. Dislocations, vacancies and solute diffusion in physical based plasticity model for AISI 316L // *Mechanics of Materials.* 2008. V. 40. P. 907–919.
10. Manach P.Y., Thuillier S., Yoon J.W., Coer J., Laurent H. Kinematics of Portevin-Le Chatelier bands in simple shear // *Int. J. Plasticity.* 2014. V. 54. P. 1–39.
11. Ren S.C., Morgeneyer T.F., Mazière M., Forest S., Rousselier G. Portevin-Le Chatelier effect triggered by complex loading paths in an Al–Cu aluminium alloy // *Philosophical Magazine.* 2019. V. 99. Iss. 6. P.659-678.
12. Saai A., Louche H., Tabourot L., Chang H.J. Experimental and numerical study of the thermo-mechanical behavior of Al bi-crystal in tension using full field measurements and micromechanical modeling // *Mechanics of Materials.* 2010. V. 42. P. 275–292.
13. Smirnov A.S., Konovalov A.V., Muizemnek O.Yu. Modelling and simulation of strain resistance of alloys taking into account barrier effects // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures.* 2015. Iss. 1. P. 61–72.
14. Zhang. S., McCormick P.G., Estrin Y. The morphology of Portevin–Le Chatelierbands:finite element simulation for Al–Mg–Si // *Acta mater.* 2001. V. 49. P. 1087–1094.

## КОНЕЧНО-РАЗНОСТНЫЙ АНАЛИЗ СТАДИИ ПЛОЩАДКИ ТЕКУЧЕСТИ И ПОЗДНИХ СТАДИЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРЫ

Чирков А., Ерёмин М.О.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проведён численный анализ стадий пластической деформации: стадии площадки текучести, стадии параболического деформационного упрочнения и стадии пред-разрушения и образования шейки в образцах из низкоуглеродистой стали с применением метода конечно-разностного анализа на основе отклика элемента представительного мезообъёма с учетом микроструктуры. Был применён дополненный метод пошагового заполнения [1] для получения представительного мезообъёма поликристаллического образца. Представлена модификация подхода, описанного в [2]. Модель, представленная в этом исследовании, предполагает, что напряжение текучести каждого зерна в пределах элемента представительного объёма согласуется с законом Холла-Петча.

Численно выявлен механизм распространения фронтов полос Людерса, объясняющий их неоднородность и возможность образования сложных полос, наблюдаемых, в том числе, в классических экспериментальных исследованиях [3-5]. На основе полученных кинетических диаграмм выявлены закономерности локализации пластической деформации. Путем совмещения кинетических диаграмм и картин распределения  $\sigma_{zz}$ -компоненты тензора напряжений (рис. 1) был выявлен механизм, обеспечивающий дальнейшее распространение полос Людерса.

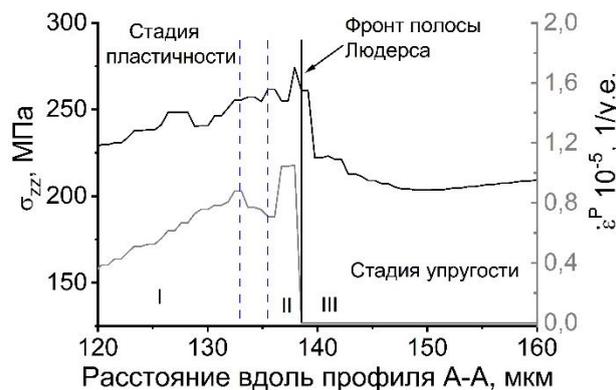


Рис. 1. Распределение  $\sigma_{zz}$ -компоненты тензора напряжений, совмещенное с распределением скорости пластической деформации

Показано, что на стадии параболического деформационного упрочнения абсолютное положение максимумов распределения пластической деформации изменяется со скоростью, равной скорости нагружения, что свидетельствует о неизменности взаимного расположения максимумов в процессе пластического течения (рис. 2).

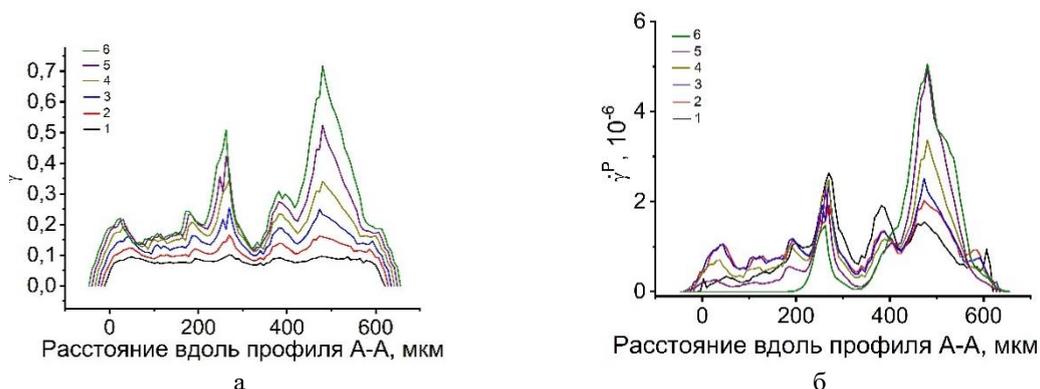


Рис. 2. Профиль интенсивности пластической деформации (а), профиль скоростей пластической деформации (б)

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

1. Romanova V.A., Balokhonov R.R. A method of step-by-step packing and its application in generating 3d microstructures of polycrystalline and composite materials // *Engineering with Computers*. 2019. Vol. 37, Is. 1. P 241–250.
2. Romanova V., Balokhonov R., Schmauder S. Three-dimensional analysis of mesoscale deformation phenomena in welded low-carbon steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2011. Vol. 528, Is. 15. P. 5271–5277.
3. Butler J.F. Lüders front propagation in low carbon steels // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1962. Vol. 10, Is. 4. P. 313–318.
4. Lomer W.M. The yield phenomenon in polycrystalline mild steel // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1952. Vol. 1, Is. 1. P. 64–73.
5. Carrington W.E., McLean D. Slip nuclei in silicon-iron // *Acta Metallurgica*. 1965. Vol. 13, Is. 5. P. 493–499.

**ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА АДСОРБЦИЮ КИСЛОРОДА НА ПОВЕРХНОСТИ  
СИЛИЦИДА ТИТАНА Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>**<sup>1</sup>Чумакова Л.С., <sup>1</sup>Бакулин А.В., <sup>2</sup>Елфимов Б.М., <sup>1,2</sup>Кулькова С.Е.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Интерес к изучению фундаментальных свойств силицидов титана, прежде всего, обусловлен их технологическими приложениями. Силициды переходных металлов используются в качестве омических контактов при производстве вычислительной техники вследствие низкого электрического сопротивления и термической совместимости с кремнием [1, 2]. Силициды переходных металлов также оказались весьма перспективными для использования в качестве конструкционных материалов при высоких температурах. В этой связи они интенсивно изучаются как экспериментальными, так и теоретическими методами. Было установлено, что легирующие добавки, даже в очень малых количествах, а также способ обработки могут существенно влиять на их свойства [3–5].

Известно, что экспериментальная фазовая диаграмма Ti-Si показывает существование силицидов титана различной симметрии: TiSi со структурой *B27* (oP8), Ti<sub>3</sub>Si (tP32), Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> со структурой *D8<sub>8</sub>*, Ti<sub>5</sub>Si<sub>4</sub> (tP36), TiSi<sub>2</sub> и других. Энтальпия образования этих фаз рассчитывалась в нескольких работах с использованием первопринципных методов. Было установлено, что разница в полных энергиях Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> и TiSi незначительная. В то же время Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> обладает большими преимуществами по сравнению с другими силицидами, поскольку имеются большие возможности для легирования этой фазы. Гексагональная структура Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> может вместить также дополнительно до 11 ат.% небольших атомов, таких как В, С, О и др., т.е. эти соединения также обладают значительными возможностями междоузельного легирования, которые не наблюдаются для силицидов любой другой стехиометрии. В работе [6] было показано, что добавки В, С, N и О увеличивают стабильность *D8<sub>8</sub>* структуры. В то же время основные проблемы, связанные с технологическим применением Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, включают сложность синтеза при температурах выше 1600 °С, плохую стойкость к высокотемпературному окислению и низкую вязкость разрушения. Недавно, было предложено новое диффузионное покрытие на основе кремния и титана на поверхности сплава  $\gamma$ -TiAl [7]. Было показано, что Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> может служить диффузионным барьером и сдерживать диффузию между покрытием и подложкой, что приводит к повышению стойкости покрытия к окислению. В этой связи изучение взаимодействия кислорода с поверхностью силицида и влияния примесей на этот процесс необходимо для понимания механизма сорбции и диффузии кислорода, что и является целью настоящей работы.

Для расчета низко-индексных поверхностей Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с различной ориентацией использовался подход многослойных симметричных пленок, разделенных вакуумным промежутком не менее 15 Å. Релаксация позиций атомов поверхностных слоев проводилась с использованием метода сопряженных градиентов до тех пор, пока силы на атомах не стали меньше 0.01 эВ/Å. В случае поверхности (0001) использовалась Г-центрированная сетка *k*-точек 7×7×1, тогда как сетки *k*-точек 7×9×1 и 9×5×1, сгенерированные методом Монхорста-Пака применялись для расчета электронной структуры поверхностей 11 $\bar{1}$ 00 и 11 $\bar{2}$ 0 соответственно. В расчетах использовался метод проекционных присоединенных волн с обобщенным градиентным приближением для обменно-корреляционного функционала. Энергия адсорбции кислорода рассчитывалась с использованием стандартного выражения, как и в случае адсорбции кислорода на поверхности алюминидов титана [8].

Расчет диаграммы стабильности поверхностей Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с разными окончаниями показал, что поверхность (0001) с Ti-окончанием стабильна в Ti-обогащенном пределе, тогда как для других значений химического потенциала титана наименьшая поверхностная энергия соответствует поверхности (0001) со смешанным TiSi-окончанием. В Si-обогащенном пределе поверхностная энергия Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>(0001)<sub>TiSi</sub> составляет 1.62 Дж/м<sup>2</sup>, что согласуется с

экспериментальным значением 1.675 Дж/м<sup>2</sup>.

На рис. 1а приведены позиции кислорода на стабильной поверхности  $Ti_5Si_3(0001)_{TiSi}$ . Наибольшее значение энергии адсорбции, равное 6.13 эВ, было получено в  $F1$ -позиции, в которой кислород взаимодействует с тремя поверхностными атомами титана. Появление кремния в ближайших к кислороду соседях ( $F2$ -позиция) приводит к понижению энергии адсорбции на 0.83 эВ. Как видно из рис. 1б область ухода заряда наблюдается вблизи  $Ti$  атомов и его накопление вокруг кислорода, что указывает на ионный механизм взаимодействия кислорода с поверхностью в данной позиции. В  $F2$ -позиции появление кремния в ближайших соседях позиции адсорбции приводит к уменьшению переноса заряда к кислороду, поскольку атомы титана отдают в три раза меньший заряд, чем в предыдущем случае. Основной заряд кислород получает от кремния (0.38 эл.). В работе обсуждаются локальные плотности электронных состояний для всех позиций адсорбции кислорода, а также другие электронные характеристики.

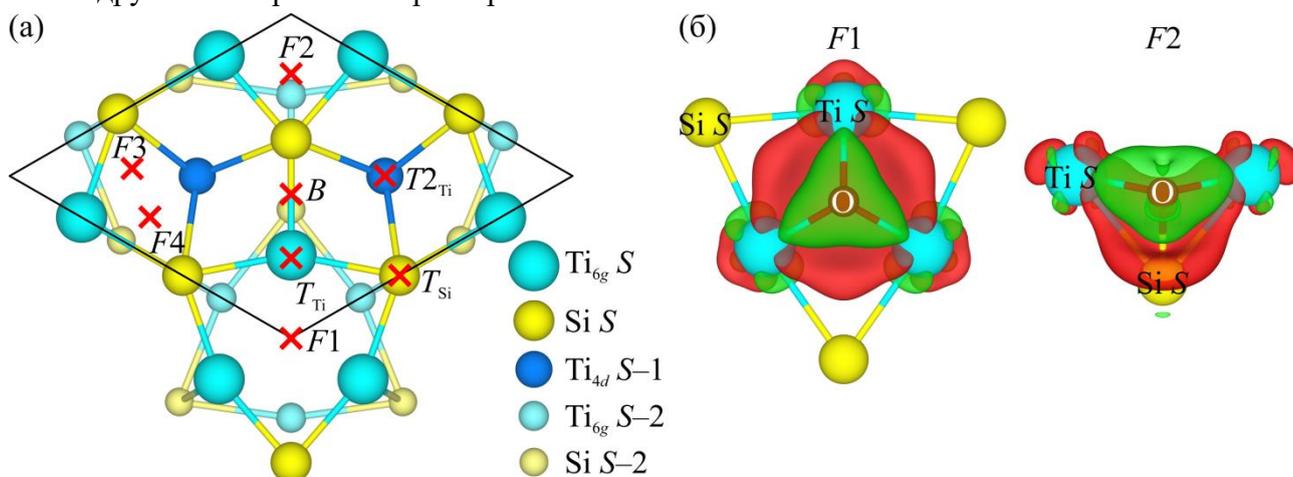


Рис. 1. Позиции адсорбции кислорода на поверхности  $Ti_5Si_3(0001)_{TiSi}$  (а) и распределение разности зарядовой плотности в  $F1$  и  $F2$  позициях (б)

Обсуждается влияние примесей переходных металлов, замещающих титан вблизи позиции адсорбции, на механизм связи кислорода на наиболее стабильной поверхности. Установлено, что практически все примеси  $3d$ -металлов, а также примеси внедрения (В, С, N) приводят к понижению энергетичности связи кислорода с поверхностью  $Ti_5Si_3(0001)_{TiSi}$ . В первом случае данный эффект обусловлен преимущественно химическим вкладом в связь атома кислорода с подложкой, тогда как во втором – электростатическим отталкиванием между кислородом и примесью внедрения.

*Работа была поддержана Российским научным фондом, проект № 22-23-00078. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.*

- Gambino J.P., Colgan E.G. Silicides and ohmic contacts // Materials Chemistry and Physics. 1998. V. 2. P. 99–146.
- Silicide technology for integrated circuits / L.J. Chen (ed.). London, Institution of Electrical Engineers. – 2004. – 279 p.
- Takasugi T. Effects of alloying additions on intergranular fracture of ordered intermetallics // MRS Online Proceedings Library (OPL). 1990. V. 213. P. 403–416.
- Grabke H.J., Meier G.H. Accelerated oxidation, internal oxidation, intergranular oxidation, and pesting of intermetallic compounds // Oxid. Met. 1995. V. 1. P. 147–176.
- Meyer M.K., Akinc M. Oxidation behavior of boron-modified  $Mo_5Si_3$  at 800°–1300°C // J. Am. Ceram. Soc. 1996. V. 4. P. 938–944.
- Williams J.J., Ye Y.Y., Kramer M.J., et al. Theoretical calculations and experimental measurements of the structure of  $Ti_5Si_3$  with interstitial additions // Intermetallics. 2000. V. 8. P. 937–943.
- Huang J., Zhao F., Cui X., et al. Long-term oxidation behavior of silicon-aluminizing coating with an in-situ formed  $Ti_5Si_3$  diffusion barrier on  $\gamma$ -TiAl alloy // Appl. Surf. Sci. 2022. V. 582. P. 152444.
- Bakulin A.V., Kulkova S.E., Hu Q.M., et al. Adsorption and diffusion of oxygen on (001) and (100) TiAl surface // Comput. Mater. Sci. 2015. V. 97. P. 55–63.

**РАЗРАБОТКА МЕЗОМАСШТАБНОЙ МОДЕЛИ ОГНЕУПОРОВ НА ОСНОВЕ SiO<sub>2</sub> ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**<sup>1,2</sup>Шилько Е.В., <sup>1</sup>Григорьев А.С., <sup>1,2</sup>Дмитриев А.И., <sup>3</sup>Заболотский А.В., <sup>4</sup>Андреев К.П.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*<sup>3</sup>*ООО «Группа «Магнезит», Сатка*<sup>4</sup>*Wuhan University of Technology, Wuhan, China*

Огнеупорные пористые керамические материалы имеют ключевое значение для металлургии, топливно-энергетического и военно-промышленного комплексов, машиностроения и других ведущих отраслей современной промышленности, поскольку используются в качестве огне- и теплозащиты сталеплавильных печей, сосудов и иных высокотемпературных агрегатов. К настоящему времени возможности традиционных подходов к повышению комплекса физико-механических характеристик огнеупоров данного класса за счет использования новых керамических компонентов или их комбинаций практически исчерпаны. Поэтому современным трендом в решении данной проблемы является управление внутренней организацией материала путем формирования многомасштабной контрастной внутренней структуры и управления механическими свойствами межзеренных и межфазных интерфейсов. Решение данной задачи базируется на выявлении взаимосвязи микроструктуры огнеупорного материала и его макроскопических свойств. Передовым инструментом для изучения такой взаимосвязи является многоуровневое компьютерное моделирование, учитывающее особенности организации материала на микро- и мезомасштабных уровнях.

Настоящая работа посвящена разработке мезомасштабной механической модели пористых огнеупорных материалов на основе SiO<sub>2</sub>, применяемых в современной металлургии в качестве материалов теплозащитных элементов коксовых батарей, теплообменников доменных печей и печей по изготовлению стекла. Численная реализация модели осуществлена в рамках развиваемого авторами метода однородно деформируемых дискретных элементов.

Разработанная мезомасштабная модель учитывает характерные структурные особенности огнеупора на основе SiO<sub>2</sub> в интервале масштабов 10<sup>1</sup>–10<sup>4</sup> мкм. Огнеупор моделируется как дисперсно-упрочненный композит с «мягкой» матрицей и «жесткими» включениями SiO<sub>2</sub>. Матрица эффективно описывает высокопористые области материала, состоящие из мелкодисперсных зерен и микропор. Крупные зерна SiO<sub>2</sub> размером более 100 мкм моделируются явно и рассматриваются в качестве дисперсных включений угловатой приблизительно равноосной формы. Ключевой проблемой при разработке модели являлось определение локальных механических характеристик компонентов мезоструктуры. В частности, эффективные (мезоскопические) механические характеристики матрицы должны учитывать ее пористую микроструктуру и квазихрупкий характер разрушения, связанный со способностью аккумулировать микроповреждения, возникающие при механических и термических воздействиях. Прочностные параметры интерфейсов должны эффективно учитывать степень совершенства связи компонентов. В то время как в качестве значений упругих модулей и прочности монолитных крупных зерен могут быть использованы макроскопические характеристики беспористых макроскопических образцов SiO<sub>2</sub>, механические параметры матрицы и интерфейсов «матрица-зерно» необходимо определять другим способом.

С использованием численного моделирования авторами предложен и валидирован итерационный алгоритм определения локальных механических свойств мезомасштабных структурных элементов изучаемого огнеупора. Он базируется на получении первичных экспериментальных оценок на основе данных макроскопических (сжатие, расклинивание) и

локальных (индентирование) испытаний и их последующем масштабировании для достижения требуемых значений прочности представительных мезомасштабных образцов и геометрических параметров формирующихся трещин. Для валидации модели и уточнения локальных прочностных свойств компонентов также привлекается информация о распределении пути трещин в реальных образцах между компонентами структуры (крупно- и мелкомасштабными зёрнами и их интерфейсами).

Впервые проведены исследования динамического отклика изучаемого огнеупора на сжатие и растяжение в широком диапазоне скоростей деформации, включающем области типичных и максимальных (нештатных) динамических эксплуатационных нагрузок. Компьютерное моделирование позволило выявить закономерности смены механизмов разрушения огнеупора с ростом скорости нагружения. Показано, что в области квазистатических скоростей деформации доминирующий вклад в разрушение (до 50%) вносят повреждения в матрице (то есть, структурные элементы микромасштаба). При переходе в областей динамического нагружения основная часть повреждений (до 90%) локализуется в крупных (мезомасштабных) зёрнах  $\text{SiO}_2$  и на их интерфейсах с матрицей. Показано, что смена масштаба структурных элементов, определяющих поврежденность материала, происходит в интервале скоростей деформации от  $10^{-1} \text{ с}^{-1}$  до  $10^0 \text{ с}^{-1}$ .

Актуальность развитой мезоскопической модели определяется возможностью ее использования для оценки прочностных характеристик и энергии разрушения огнеупора в сложных условиях нагружения, решения задач оптимизации внутренней структуры для конкретных условий эксплуатации, а также для разработки цифровых двойников применяемых в настоящее время и перспективных огнеупорных материалов на основе  $\text{SiO}_2$ .

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.*

## ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРНА ПУТЁМ РАСЧЁТА НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ

<sup>1,2</sup>Яковлев М.Я., <sup>1,2</sup>Никитин Л.С. <sup>1</sup>Левин В.А.

<sup>1</sup>Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>ООО «Фидесис», Москва

Керном называется образец горной породы, добытый из глубины земли с помощью специального вида бурения. Большой практический интерес к исследованию эффективных механических характеристик кернов обусловлен тем, что знание этих свойств позволяет проводить моделирование геомеханических процессов на масштабе скважины или на масштабе месторождения, которое позволяет избежать негативных явлений (неустойчивость ствола скважины, обрушение горного массива) в ходе добычи полезных ископаемых. Существуют методики лабораторных экспериментов, позволяющие оценить механические свойства кернов – однако они зачастую требуют значительных временных и финансовых затрат, а также приводят к разрушению керна. В качестве альтернативы существует метод компьютерной томографии, который позволяет построить цифровую (воксельную) модель керна и проводить на ней численные эксперименты вместо натуральных.

Однако при численном решении на таких моделях задач механики деформируемого твёрдого тела при помощи классического метода конечных элементов (который реализован в большинстве универсальных САЕ-систем) возникает проблема, связанная с большим размером воксельных структур. Воксельная модель полноразмерного керна может насчитывать до миллиарда вокселей и выше, и расчёт с использованием метода конечных элементов в этом случае влечёт за собой большой расход оперативной памяти и требует использования суперкомпьютера.

В докладе описывается альтернативный метод численной оценки эффективных механических характеристик полноразмерного керна на его воксельной модели [0]. Оценка производится путём расчёта на представительном объёме [0] керна, т.е. путём решения на таком объёме ряда краевых задач теории упругости с различными граничными условиями (растяжения/сжатия, сдвиги). Для численного решения краевых задач используется метод установления с явной схемой по времени: изначально решается динамическая задача, которая сводится к статической после затухания волн в модели. Краевые задачи описываются следующей системой дифференциальных уравнений:

$$\rho \frac{\partial v}{\partial t} = \nabla \cdot \sigma \quad (1)$$

где  $\rho$  – плотность,  $v$  – скорость,  $\sigma$  – тензор напряжений. Для решения задачи используется метод конечных разностей на регулярной декартовой сетке. Результаты решения каждой задачи осредняются по объёму по формуле

$$\sigma^e = \frac{1}{V} \int_V \sigma dV \quad (2)$$

Эффективные упругие характеристики кернов оцениваются в виде обобщённого закона Гука – линейной зависимости между эффективным тензором напряжений  $\sigma^e$ , вычисленным в (2), и эффективным тензором деформаций, который определяется заданными в каждой задаче граничными условиями:

$$\sigma_{ij}^e = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^e \quad (3)$$

Описанный метод был реализован в виде исследовательской программы с распараллеливанием при помощи технологии CUDA. Расчёты проводились на графическом процессоре NVIDIA Tesla A100, содержащем 80 Гб видеопамяти. Оценивались эффективные свойства керна из песчаника, цифровая модель которого содержит  $1300^3$  вокселей (рис. 1).



Рис. 1. Цифровая модель ядра из песчаника

Реализация программы с использованием высокопроизводительных вычислений позволила провести серию расчётов для фрагментов ядра в форме прямоугольных параллелепипедов разного размера, центры которых располагались в центре ядра. Исследовалась зависимость пористости и модуля Юнга от количества вокселей в фрагменте. Графики зависимости представлены на рис. 2.

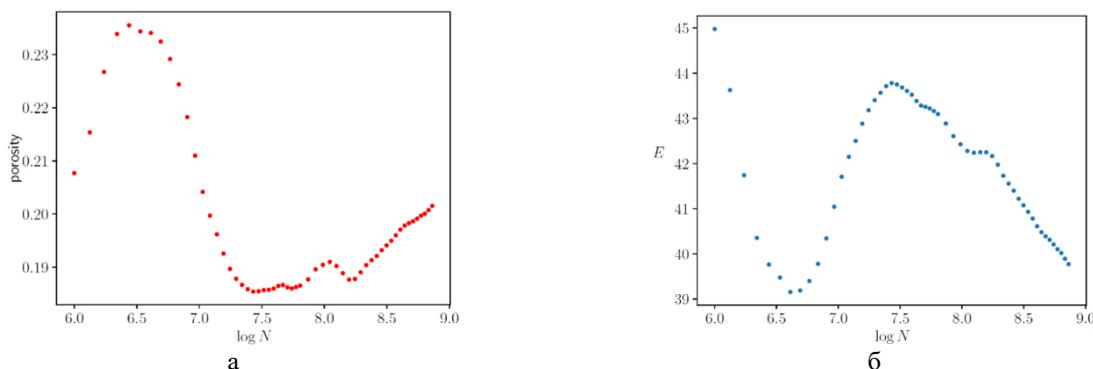


Рис. 2. Зависимость пористости (а) и эффективного модуля Юнга  $E$  в ГПа (б) от размера фрагмента

Графики показывают, что при расчёте на малых фрагментах ядра результат при увеличении фрагмента сильно колеблется: т.е. фрагменты порядка 1–10 млн. вокселей не являются представительным объёмом ядра. При дальнейшем увеличении исследуемых фрагментов (начиная примерно с 30 млн. вокселей) их пористость начинает практически монотонно расти, а эффективный модуль Юнга – монотонно уменьшаться. Увеличение пористости при приближении к границе исходного ядра может свидетельствовать о появлении в нём побочных трещин и пор вследствие рассыхания в процессе транспортировки от места бурения до места проведения компьютерной томографии. Поскольку при исследовании ядра интерес представляют свойства исходной горной породы, находящейся на глубине земли (без учёта изменений в ядре вследствие рассыхания) – можно сделать вывод, что границы рассчитываемых фрагментов цифровой модели ядра не должны быть слишком близки к границам исходного ядра. Для исследуемого ядра из песчаника такими являются фрагменты размером примерно от 30 до 100 млн. вокселей.

*Работа выполнена в МГУ имени М.В. Ломоносова за счёт гранта Российского научного фонда (проект №19-71-10008).*

1. Яковлев М.Я., Быстров И.Д., Зингерман К.М., Левин В.А. Численное моделирование влияния порового нагружения на эффективные механические свойства горных пород с помощью CAE Fidesys // Тезисы докладов международной конференции «Физическая мезомеханика», 6-10 сентября 2021 г., Томск, Россия. С. 92–93.
2. Vershinin A.V., Levin V.A., Zingerman K.M., Sboychakov A.M., Yakovlev M.Ya. Software for estimation of second order effective material properties of porous samples with geometrical and physical nonlinearity accounted for // Advances in Engineering Software. 2015. Vol. 86. P. 80–84.

## МЕТОД И НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННОЙ ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА БИО ГОРНЫХ ПОРОД

<sup>1,2</sup>Яковлев М.Я., <sup>1,2</sup>Семыкин А.А., <sup>3</sup>Зингерман К.М.

<sup>1</sup>Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>ООО «Фидесис», Москва

<sup>3</sup>Тверской государственный университет, Тверь

При численном моделировании геомеханических процессов зачастую необходимо учитывать, что горные породы являются пороупругими средами, в которых деформация твёрдого каркаса и движение жидкости по порам и трещинам влияют друг на друга. Одним из параметров пороупругой среды является коэффициент Био, связывающий поровое давление и напряжения в материале. Масштаб пор и масштаб, на котором решаются задачи геомеханики, как правило, существенно различаются. В связи с этим, актуальной является задача численной оценки эффективных пороупругих характеристик горной породы.

Существуют методики лабораторных экспериментов для оценки коэффициента Био различных горных пород. Однако такие эксперименты занимают значительное время и требуют дорогостоящего лабораторного оборудования. В [0] описана формула, позволяющая вычислить коэффициент Био горной породы на основе упругих модулей породы и минерала, её составляющего – которые, в свою очередь, могут оцениваться как с помощью натуральных экспериментов, так и численно:

$$\alpha = 1 - \frac{K_D}{K_S} \quad (1)$$

Здесь  $\alpha$  – коэффициент Био,  $K_D$  – модуль объёмного сжатия «сухого» скелета породы,  $K_S$  – модуль объёмного сжатия минерала (сплошного материала, без пор).

В докладе описывается подход к численной оценке эффективного коэффициента Био с помощью решения статической краевой задачи теории упругости на представительном объёме пористой среды с последующим осреднением результатов. За основу берётся закон Био-Терцаги для анизотропных упругих материалов [0], записанный в виде:

$$\sigma = C : \varepsilon - \alpha p I \quad (2)$$

Здесь  $\sigma$  – тензор напряжений,  $\varepsilon$  – тензор деформаций,  $C$  – тензор модулей упругости (четвёртого ранга),  $p$  – поровое давление,  $I$  – единичный тензор,  $:$  – знак двойной скалярной свёртки.

Метод численной оценки эффективного коэффициента Био заключается в следующем. Рассматривается геометрическая модель, являющаяся представительным объёмом пористой среды в форме прямоугольного параллелепипеда. (Представительным называется достаточно большой объём, чтобы по его поведению можно было сделать вывод о свойствах среды в целом.) Внешняя граница модели жёстко фиксируется, что обеспечивает нулевые средние деформации в представительном объёме. К поверхности внутренних пор прикладывается одинаковое фиксированное давление  $p^e$ . На модели с указанными граничными условиями решается статическая краевая задача теории упругости. Полученное в результате решения поле тензора напряжений осредняется по объёму [0]:

$$\sigma^e = \frac{1}{V} \int_V \sigma dV \quad (3)$$

При данном подходе предполагается наиболее общий случай анизотропной пороупругости, когда  $\alpha$  является тензором второго ранга. Эффективные коэффициенты Био вычисляются по формуле:

$$\alpha_{ij} = -\frac{\sigma_{ij}^e}{p^e} + \varphi \quad (4)$$

Здесь  $\varphi$  – пористость модели (отношение объёма пор к общему объёму). Пористость возникает в формуле (4) вследствие того, что эффективные напряжения  $\sigma^e$  по формуле (3)

вычисляются только для «сухого» скелета породы. К ним необходимо добавить вклад в общие эффективные напряжения от порового давления, который равен  $-φp^e$ .

Описанный подход был реализован численно в виде исследовательской программы на основе метода конечных элементов. Расчёты проводились на простейших геометрических моделях пористых сред с использованием регулярных гексаэдральных (декартовых) конечноэлементных сеток (рис. 1).

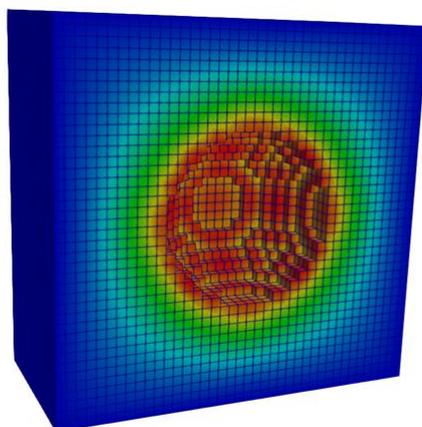


Рис. 1. Конечно-элементная сетка на модели пористой среды

Полученные в результате численной оценки эффективные коэффициенты Био сравнивались с вычисленными по формуле (1) для тех же самых материалов. Результаты сравнения для разных коэффициентов Пуассона минерала показаны на графиках на рис. 2.

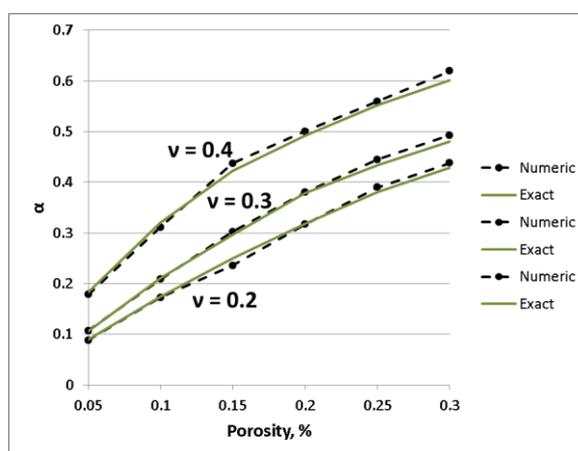


Рис. 2. Графики зависимости эффективного коэффициента Био от пористости

Графики демонстрируют совпадение результатов численной и аналитической оценки с хорошей точностью. При увеличении коэффициента Пуассона и пористости погрешность увеличивается, но всё равно остаётся в пределах 5%. Это позволяет сделать вывод о применимости описанного подхода к оценке эффективного коэффициента Био горных пород.

*Работа выполнена в МГУ имени М.В. Ломоносова за счёт гранта Российского научного фонда (проект №19-71-10008).*

1. Biot M., Willis D.G. The elastic coefficients of the theory of consolidation // Journal of Applied Mechanics. 1957. V. 24. P. 594–601.
2. Biot M. Theory of elasticity and consolidation for a porous anisotropic solid // Journal of Applied Physics. 1955. V. 26, I. 2. P. 182–185.
3. Levin V.A., Zingerman K.M., Vershinin A.V., Yakovlev M.Ya. Numerical analysis of effective mechanical properties of rubber-cord composites under finite strains // Composite Structures. 2015. Vol. 131. P. 25–36.

**FEATURES OF THE APPEARANCE OF MAGNETISM IN COMPOUNDS Al-C**<sup>1</sup>Drozdova A.K., <sup>2</sup>Kveglis L.I., <sup>1</sup>Nyavro A.V., <sup>1</sup>Olekhovich A.I., <sup>1</sup>Cherepanov V.N.,<sup>3</sup>Saprykin D.N., <sup>2</sup>Shalaev P.O.<sup>1</sup>Tomsk State University, Tomsk<sup>2</sup>Siberian Federal University, Krasnoyarsk<sup>3</sup>Sarsen Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk

In recent years, great research interest has been focused on composites with a powder reinforced aluminum metal matrix, which have high thermal conductivity, low weight and the desired thermal expansion coefficient. In order to eliminate micro-porosity, we used the SPS method (Spark Plasma Sintering) to obtain high-performance graphite aluminum composites. A current was passed between the carbon punches and created a pressure of up to 40 MPa. At a temperature of 1200°C, the composite material was obtained in white with dielectric properties, and when the temperature reached 1400°C, the material turned out in gray. Samples were studied by X-ray diffraction, magnetometry, and EXAFS spectroscopy. The sample has the hR-21 structure, the 3d model of which is shown in Figure 1. This is a spiral packing of tetrahedra along the vertical axis. Here, each tetrahedron of 4 aluminum atoms has 3 tetrahedra attached up and down. Each group of their 3 tetrahedra contains 3 carbon atoms. The scheme of such a spiral was proposed in [1, 2]. The calculations of the density of electronic states by the scattered wave method for such a structure in the model of spin-polarized electrons showed the appearance of magnetization, the value of which is qualitatively confirmed experimentally (0.58  $\mu$ B). The gray sample turned out to be magnetic, as evidenced by the curves of torques.



Fig. 1. Tetrahedrally tightly packed spiral in the structure  $Al_4C_3$

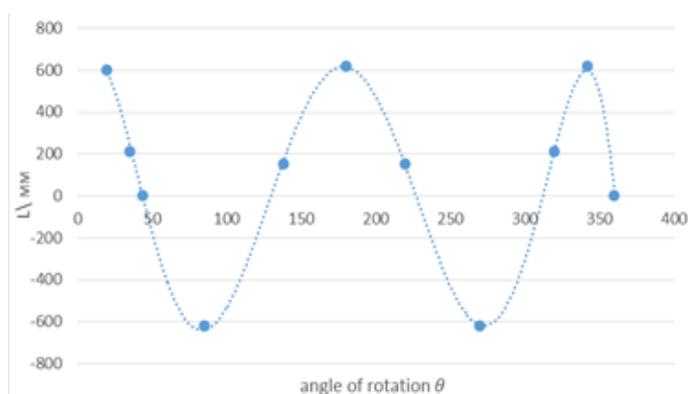


Fig. 2. Torque curve obtained from sintered powder containing  $Al_4C_3$  phase

*The authors thank V.I.Mali, M.A.Lavrentiev Institute of Hydrodynamics for kindly providing samples.*

1. William N. Lipscomb Framework rearrangement in Boranes and Carboranes // Science. 22 July 1966. P. 72.
2. Kraposhin V.S., Talis A.L., Demina E.D., Zaitsev A.I. Crystal-geometric mechanism of the coalescence of spinel and manganese sulfide in a complex non-metallic inclusion. // Journal: MiTOM. 2015. P. 4.

**MOLECULAR DYNAMIC SIMULATIONS:  
THERMAL FLUCTUATIONS AND KINETIC FRICTION**

<sup>1</sup>Kheiri R., <sup>1,2</sup>Tsukanov A.A., <sup>1</sup>Brilliantov N.V.

<sup>1</sup>Skolkovo Institute of Science and Technology, Moscow, Russia

<sup>2</sup>Research and Development Centre, TerraVox Global Ltd., Cyprus

Recent development in nanotribology suggests that solid friction in nanoscale and atomic levels can be more complicated than Coulomb macroscopic laws. In particular, Ben-David and Fineberg showed how local normal load could affect the friction coefficient [1]. Therefore, the friction coefficient can be dependent on the contact area and the normal load. Indeed, the deviation from the Amontons' law has been reported in this research. In another study, for the case of thin films, friction is more like dissipation in liquids in the absence of a net normal load [2]. Consequently, more investigations on friction coefficient at the nano and atomic scales are of great importance.

In this paper, molecular dynamic simulations are utilized to study friction at the nanoscale. The system has two parts as shown in Fig. 1a. Some graphene layers are utilized as a surface, and a spherical metal particle moves on the surface. In our case study, the spherical metal particle consists of roughly 32000 aluminum atoms in an FCC lattice. Besides, two forces are exerted on the particle; a normal load in the  $z$ -direction  $F_z$ , and a horizontal force,  $F_x$ , in the  $x$ -direction. The horizontal force provides movement for the particle on the surface. Moreover, a Langevin thermostat adds surface fluctuations in a nearly constant temperature.

In the theory, we consider a Langevin dissipation,  $F_{fr} = \gamma v + \zeta(t)$ , where  $\zeta(t)$  is a random force with zero mean,  $\langle \zeta(t) \rangle = 0$ , according to the fluctuation-dissipation theorem. Fig. 1b shows that the particle starts to accelerate and finally reaches a steady-state with a nearly constant velocity  $\langle v(t) \rangle \cong v$ . At this point, the friction force  $\langle F_{fr} \rangle$  is equal to the horizontal force. That is  $F_x = \langle F_{fr} \rangle$ . For this, one can investigate the linear proportionality of friction force on the velocity of the particle after reaching a steady state  $v$ . Namely,

$$F_x = \gamma v, \quad (1)$$

where  $\gamma$  stands for the friction coefficient. Thereupon, simulated points will be velocities for different horizontal forces in a constant normal load.

As the first result, the friction coefficient will be evaluated by a linear fitting method for the simulated points. Fig. 2 illustrates the linear fitting for four realizations of Fig. 1b.

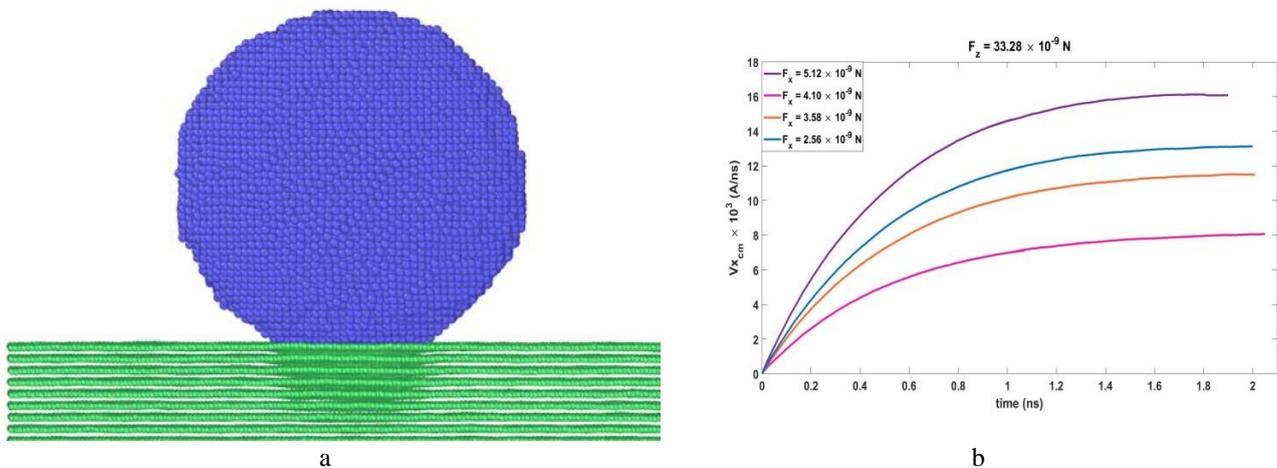


Fig. 1. System (a) and an example for steady state (b)

As the second result, we have done simulations for different temperatures to investigate the thermal dependency of the friction coefficient. Fig. 3 shows that the friction coefficient decreases with increasing temperature.

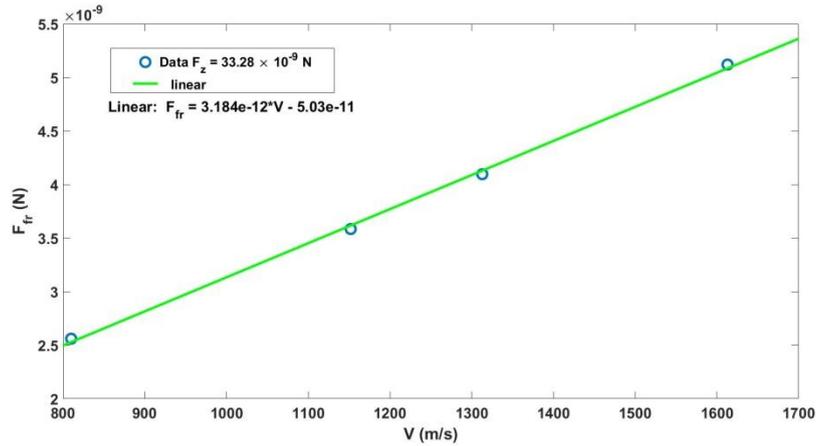


Fig. 2. Linear fitting for four realizations of steady states in a constant normal load  $F_z = 33.28 \times 10^{-9}$  (N). The friction coefficient is  $\gamma = 3.184 \times 10^{-12}$  (kg/s)

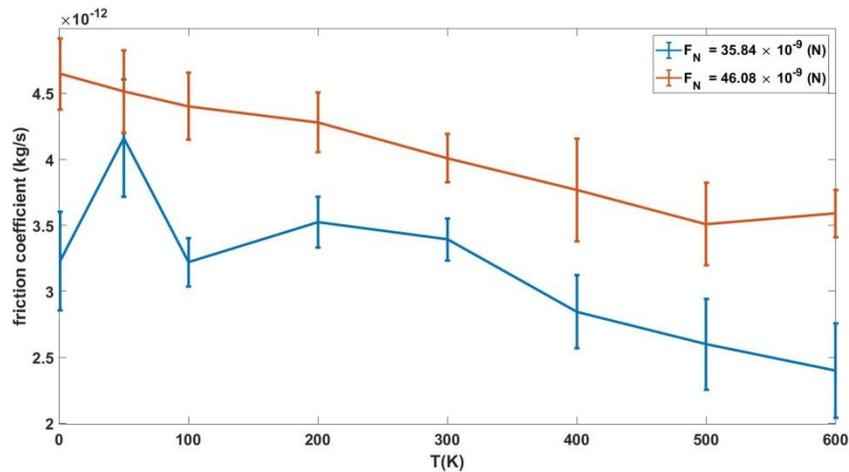


Fig. 3. Friction coefficient versus temperature. A reduction of friction coefficient observed with increasing temperature in a constant normal load

*AAT and NVB gratefully acknowledge the Russian Foundation for Basic Research (RFBR), Grant No. 18-29-19198. The research was carried out using the equipment of the shared research facilities of HPC computing resources at Lomonosov Moscow State University [3] and Skoltech supercomputer Zhores [4].*

1. Ben-David O., Cohen G., Fineberg J. The dynamics of the onset of frictional slip // *Science*. 2010. Vol. 330(6001). P. 211–214.
2. Krim J. Friction and energy dissipation mechanisms in adsorbed molecules and molecularly thin films // *Advances in Physics*. 2012. Vol. 61(3). P. 155–323.
3. Adinets A., Bryzgalov P., Voevodin V., Zhumatii S., Nikitenko D., Stefanov K. Job digest: An approach to dynamic analysis of job characteristics on supercomputers // *Numer. Methods Program. Adv. Comput.* 2012. Vol. 13. P. 160–166.
4. Zacharov I., Arslanov R., Gunin M., Stefonishin D., Pavlov S., Panarin O., Maliutin A., Rykovanov S., Fedorov M. “Zhores”— Petaflops supercomputer for data-driven modeling, machine learning and artificial intelligence installed in Skolkovo Institute of Science and Technology // *Open Eng.* 2019. Vol. 9. P. 512–520.

## WELLBORE STABILITY ANALYSIS FOR DEVIATED WELLS IN FLUID SATURATED ELASTOPLASTIC FORMATIONS

<sup>1</sup>Sabitov D.I., <sup>2</sup>AlBahrani H.I.

<sup>1</sup>*Aramco Innovations LLC, Moscow*

<sup>2</sup>*Saudi Aramco, Dhahran, Saudi Arabia*

To ensure the safety of drilling operations in the oil and gas industry, wellbore stability analysis is considered as a standard tool at the stage of well planning. The most conventional approach to predict the safe density or mud weight range of drilling fluid is to use a one-dimensional geomechanical model (1D) based on the linear elastic theory. This method relies on the assumption that penetrated formation rocks mostly exhibit brittle behavior and failure occurs in shear mode [1, 3]. The modern challenges in developing deep oil reservoirs require advanced drilling technologies to steer wellbores through formations under high pressure and high temperature conditions, which more predominantly exhibit plastic than brittle behavior. The pore pressure changes arising from invading fluids can either be a supporting factor or an additional destructive force depending on the current stress-strain state near the wellbore. Some plastic deformation behaviors in both dilation and compaction modes have been studied around the wellbore in the high porosity and unconsolidated formations using two-dimensional numerical models [11, 4]. The application of elastoplastic models to wellbore stability analysis and modeling of near-wellbore zones has not been considered widely due to the complexity of principles [5, 10]. In case of inclined wellbores, the construction of a full three-dimensional (3D) stress-strain tensor needs to be provided for stability analysis. For this purpose, we develop a 3D numerical elastoplastic model based on the finite element technique and use it to analyze the dependencies of stress-strain states for wellbores with varied orientation angles and trajectories.

In the current study, we assume that the deformations are small and the fluid flow does not depend on the stresses and strains in the solid rock. We also follow the convention that stresses have negative sign under compression, while pressure is positive. Following the deformation plasticity theory [7], the infinitesimal strain tensor of the solid skeleton of a porous rock can be divided into elastic and plastic components:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (1)$$

We use the elastic part of the deformation in the constitutive relation between the total stresses and porous solid strains [2]:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^e - \alpha p \delta_{ij}, \quad (2)$$

where  $C_{ijkl}$  is the undrained tensor of elastic moduli or the consistent tangent matrix,  $p$  stands for fluid or pore pressure,  $\alpha$  is the Biot coefficient, which can be expressed using the bulk and matrix compressibilities as follows  $(1 - \frac{c_m}{c_b})$ , and  $\delta_{ij}$  is the identity tensor. The solid skeleton of a porous rock is supported by the porous pressure and affected by the effective stress  $\sigma_{ij}^{eff} = \sigma_{ij} + \alpha p \delta_{ij}$ . The effective stress tensor should obey the plastic yield criterion [6]:

$$f(\sigma_{ij}^{eff}) = \tau - A\sigma - B, \quad (3)$$

where  $\sigma = \sigma_{kk}^{eff}/3$  is the first stress invariant or mean effective pressure,  $t = \sqrt{s_{ij}s_{ji}/2}$  is the second deviatoric effective stress invariant or shear stress intensity,  $A$  and  $B$  coefficients stand for the internal friction and the cohesion in Drucker-Prager model. The yield criterion (3) describes the regime of elastic reversible deformations if the value of  $f(\sigma_{ij}^{eff})$  is less or equals zero. The plastic deformation occurs when a rock is subjected to stresses that make the yield criterion to be strictly positive, in this case the non-zero plastic strains appear, leading to changing the stresses to make (3) strictly equal to zero. The plastic strains we determine from the law of plastic flow:

$$\varepsilon_{ij}^p = \lambda \frac{\partial g}{\partial \sigma_{ij}^{eff}}, \quad (4)$$

which depend on the plastic potential  $g(\sigma_{ij})$  and the plastic multiplier  $\lambda$ , which we obtain from the solution of the non-linear equation

$$f \left( \sigma_{ij}^{eff} - C_{ijkl} \lambda \frac{\partial g}{\partial \sigma_{kl}^{eff}} \right) = 0. \quad (5)$$

The distribution of pore pressure can be found from the equation of fluid phase continuity combined with the Darcy's law for fluid transport:

$$\frac{\varphi}{K_f} \frac{\partial p}{\partial t} - \nabla(\kappa \cdot \nabla p) = 0, \quad (6)$$

here  $\varphi$  is the porosity of rock,  $K_f$  is the bulk modulus of the fluid phase,  $\kappa$  is the permeability coefficient.

Finally, the total stress tensor of the poroelastoplastic rock should satisfy the equilibrium equation, which can be rewritten to insert the effective stress of the solid skeleton:

$$\nabla_j \sigma_{ij} = \nabla_j \sigma_{ij}^{eff} - \nabla(\alpha p) = 0. \quad (7)$$

To simulate the distribution of stresses and strains in the near wellbore zone of an inclined well, we developed the code based on the finite element method [8]. The advantages of this numerical method are the straightforward usage of unstructured spatial grids to describe complex geometries together with the unified way of imposing boundary conditions [12]. The non-linear equations for the poro-elastoplastic medium (1)-(7) are solved using the iterative return map algorithm [9].

We used the developed code to model the stress state and plastic deformations in the near-wellbore zone under three-dimensional stresses in the fluid saturated reservoir. Similar to the elastic formulation used in the industry, we assume the rock near the borehole to be isotropic and homogeneous and put it under constant geomechanical or in-situ stresses. We demonstrate the development of plastic zones near the borehole under the set of orientation angles and its dependence on the pore pressure distribution.

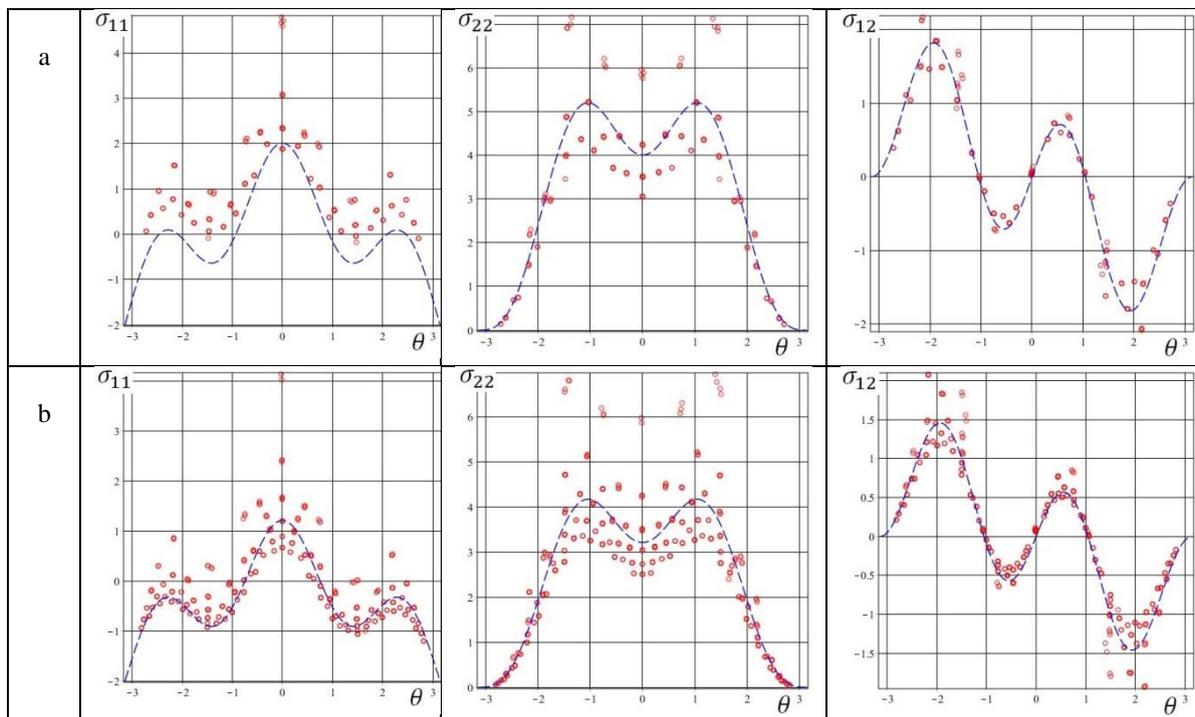
1. Al-Ajmi A., Zimmerman R. A New 3D Stability Model for the Design of Non-Vertical Wellbores // Golden Rocks 2006, The 41st U.S. Symposium on Rock Mechanics (USRMS), 17-21 June, Golden, Colorado. American Rock Mechanics Association. 2006.
2. Detournay E., Cheng A. H.-D., Fundamentals of Poroelasticity, Analysis and Design Methods // Pergamon. 1993. P. 113–171.
3. Ewy R. Wellbore Stability Predictions Using a Modified Lade Criterion // Proceedings of SPE/ISRM Rock Mechanics in Petroleum Engineering. 1998.
4. Garavand A., Stefanov Y.P., Rebetsky Y.L., Bakeev R.A., Myasnikov A.V. Numerical modeling of plastic deformation and failure around a wellbore in compaction and dilation modes // International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics. 2020. V. 44(6). P. 823–850.
5. Guo N., Zhao J. 3D multiscale modeling of strain localization in granular media // Computers and Geotechnics. 2016. V. 80. P. 360–372.
6. Fjær E., Holt R.M., Horsrud P., Raaen A.M., Risnes R. Petroleum Related Rock Mechanics 2<sup>nd</sup> edition. Elsevier. – 2008.
7. Kachanov L.M. Fundamentals of the Theory of Plasticity. Dover Publications. – 2004.
8. Sabitov D., Garavand A. Numerical near-wellbore and stability analysis for inclined boreholes in plastic rocks. Conference Proceedings, 82nd EAGE Annual Conference & Exhibition, Oct 2021, V. 2021. P. 1–5.
9. Simo, J.C., and Hughes, T.J.R. Computational Inelasticity, Interdisciplinary Applied Mathematics. New York, Springer-Verlag. – 1998.
10. Stefanov Y.P., Chertov M.A., Aidagulov G.R., Myasnikov A.V. Dynamics of inelastic deformation of porous rocks and formation of localized compaction zones studied by numerical modeling // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2011.
11. Wu H., Zhao J., Guo N. Multiscale Insights into Borehole Instabilities in High-Porosity Sandstones // Journal of Geophysical Research: Solid Earth. 2018. V. 123(5). P. 3450–3473.
12. Zienkiewicz O.C., Taylor R. L. The finite element method. Butterworth-Heinemann. – 2000.

**ATOMISTIC COEFFICIENTS OF THE WILLIAMS SERIES EXPANSION:  
COMPARISON OF THE ATOMISTIC AND CONTINUUM APPROACHS**

Stepanova L.V., Belova O.N.

*Samara National Research University, Samara*

The contribution presents the molecular dynamics simulations of the stress field in the neighborhood of the crack tip implemented in a classical molecular dynamics code LAMMPS (Large-scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator). The molecular dynamics simulations are aimed at computing continuum linear elastic fracture mechanics parameters such as stress intensity factors, T-stresses and higher order coefficients of the Williams power series of the stress field in an isotropic linear elastic material. The overwhelming objective of the study is the comparison of continuum and atomistic approaches for the estimation of the near crack tip fields. Stress intensity factors, T-stresses and higher order coefficients of the Williams series expansion for a copper plate with a central crack under Mode I and Mixed Mode loadings are evaluated by atomistic modelling. The wide class of the computational experiments in LAMMPS is realized. The atomistic values of stress intensity factors and higher order terms of the Williams series expansion are compared with the values obtained from the classical solutions of continuum linear elastic fracture mechanics. It is shown that the continuum fracture theory successfully describes fracture and the near crack tip fields even at extremely confined singular stress field of only several nanometers (figure 1). The circumferential distributions of the stress tensor components from atomistic modeling are retrieved and compared with the angular distributions of the stresses from linear elastic fracture mechanics. The comparison shows good agreement between two approaches.



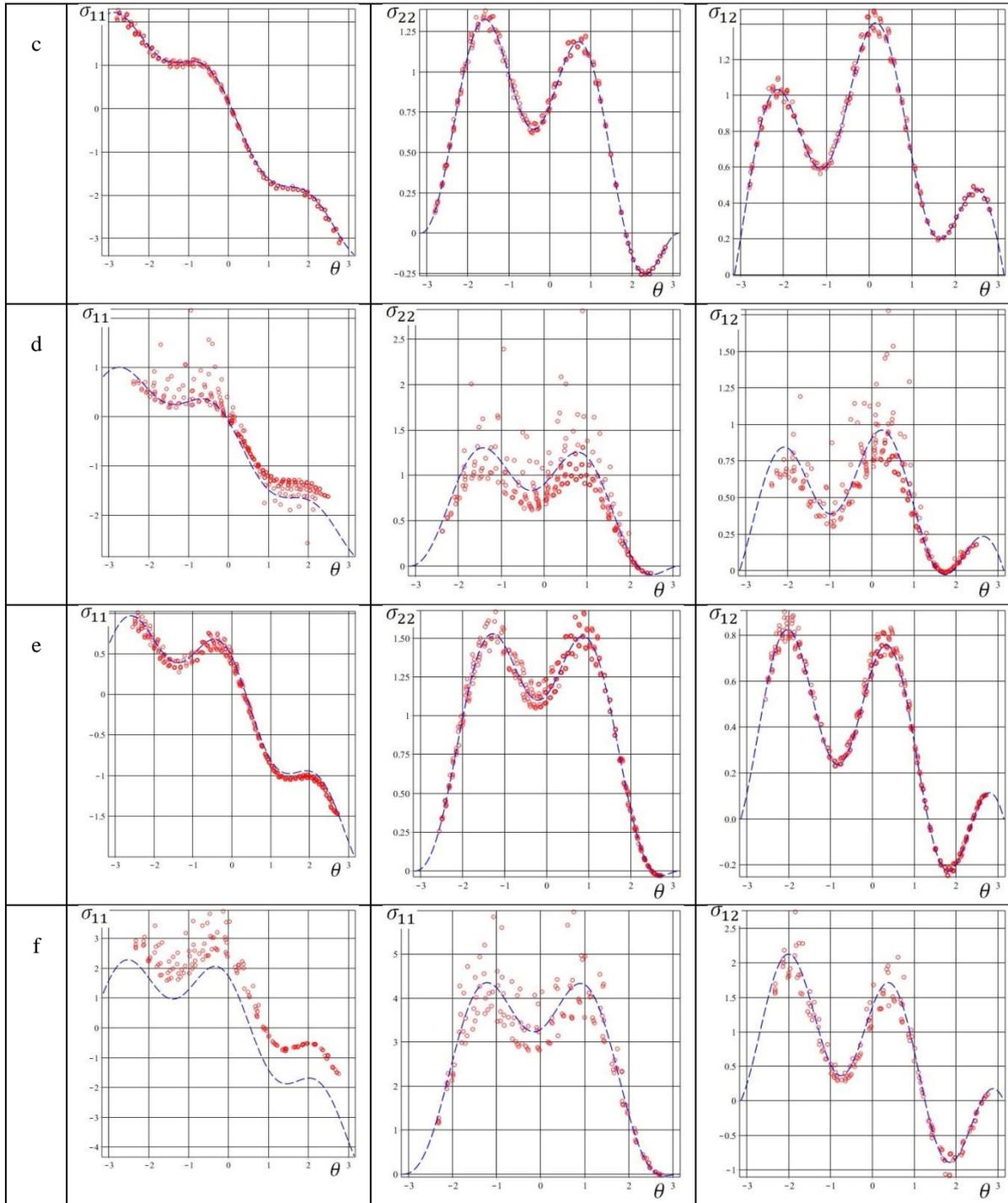


Fig. 1. The angular distributions of stresses: atomistic solution (red points) and continuum theory (blue lines):

The angular distributions of stresses for  $M^e = 1$  obtained for the ring area with the inner radius  $1 \text{ \AA}$  and the outer radius  $8 \text{ \AA}$  (a); the angular distributions of stresses for  $M^e = 1$  obtained for the ring area with the inner radius  $2 \text{ \AA}$  and the outer radius  $12 \text{ \AA}$  (b); the angular distributions of stresses for  $M^e = 0.33$  obtained for the ring area with the inner radius  $12 \text{ \AA}$  and the outer radius  $15 \text{ \AA}$  (c), angular distributions of stresses for  $M^e = 0.5$  obtained for the ring area with the inner radius  $1 \text{ \AA}$  and the outer radius  $13 \text{ \AA}$  (d), the angular distributions of stresses for  $M^e = 0.66$  obtained for the ring area with the inner radius  $12 \text{ \AA}$  and the outer radius  $17 \text{ \AA}$  (e), the angular distributions of stresses for  $M^e = 0.75$  obtained for the ring area with the inner radius  $3 \text{ \AA}$  and the outer radius  $9 \text{ \AA}$  (f)

*The work is supported by the Russian Science Foundation (project 21-11-00346).*

**FEM SIMULATIONS OF DAMAGE ACCUMULATION PROCESS IN THE PROXIMITY OF THE MIXED MODE CRACK TIP UNDER CREEP REGIME BY USING UMAT**

Stepanova L.V., Belova O.N., Chapliy D.V.  
*Samara National Research University, Samara*

Despite the rich diversity of studies on crack-tip asymptotic stress and strain fields the characterization of cracks in creeping solids remains an open problem. This is especially true for the problems of estimating the crack-tip fields in the coupled creep-damage formulation when the damage processes are taken into account [1, 2]. Damage accumulation processes in the proximity of the mixed mode crack tip under creep regime are studied by using UMAT in commercial software Abaqus. Damage evolution near the crack tip is investigated for power law creeping materials with incorporated damage parameters developing according to the Kachanov - Rabotnov type of power law damage evolution equations. The reliable UMAT subroutine of selected constitutive model is proposed and applied to characterize damage accumulation processes in the neighborhood of the crack tip under mixed mode loading. The damage accumulation zones in the vicinity of the crack tip for plane stress and plane strain conditions for different time periods are obtained. Stress field and active damage accumulation zones ahead the mixed mode crack tip in creeping solids can be observed from primary to secondary creep. Distributions of damage variable for different values of creep exponent and material constants of the damage evolution law are gained (figs. 1-5).

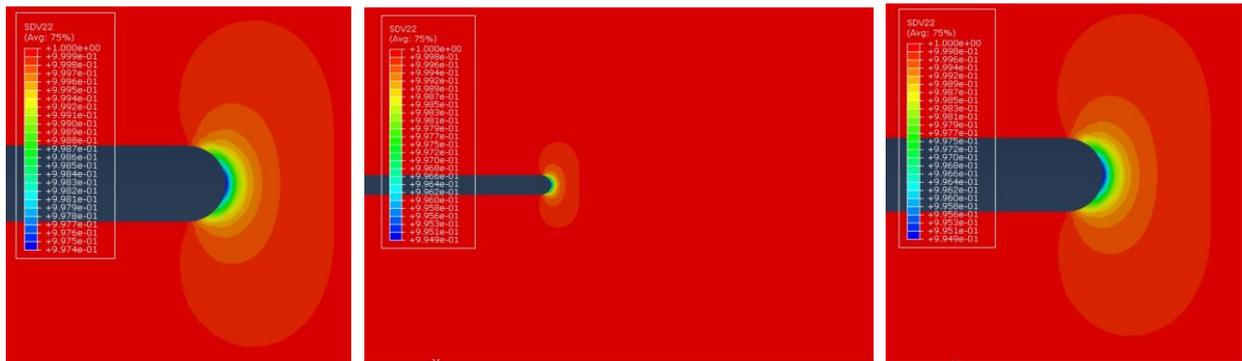


Fig. 1. Continuity variable distributions in the vicinity of Mode I crack tip (2 and 5 hours)

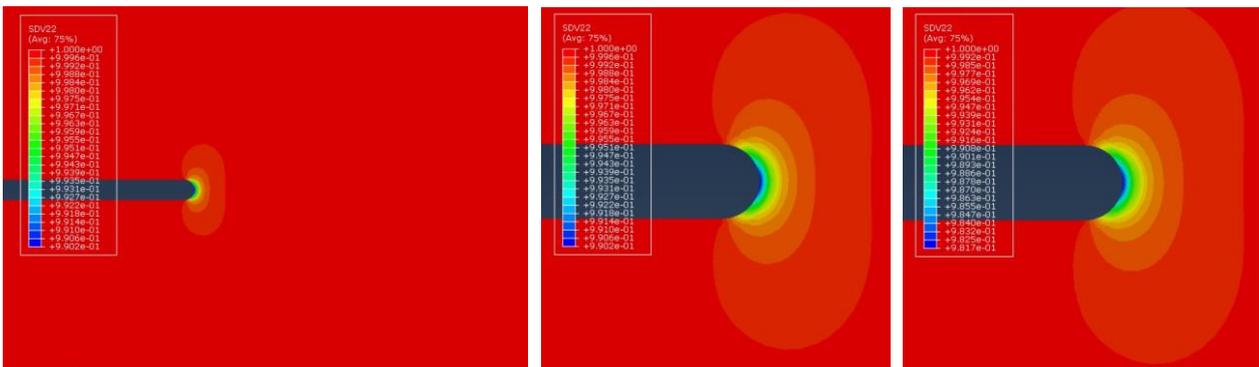


Fig. 2. Continuity variable distributions in the vicinity of Mode I crack tip (10 hours (left and center) and 20 hours (right))

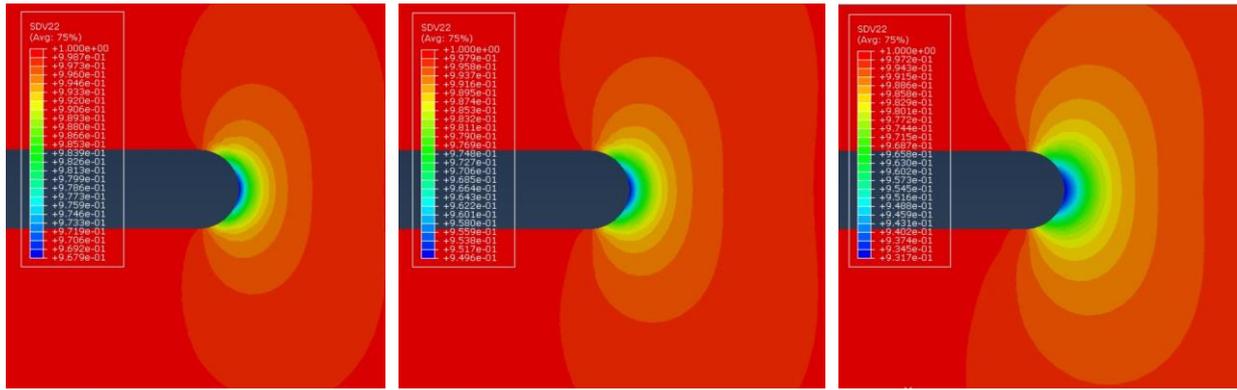


Fig. 3. Continuity variable distributions in the vicinity of Mode I crack tip (40 hours (left), 80 hours (center) and 160 hours (right))

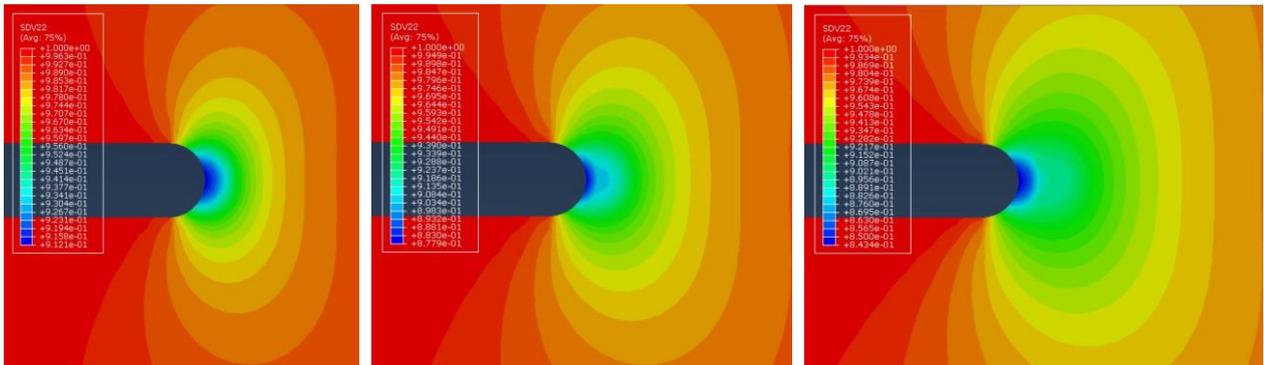


Fig. 4. Continuity variable distributions in the vicinity of Mode I crack tip (327 hours (left), 655 hours (center) and 1311 hours (right))

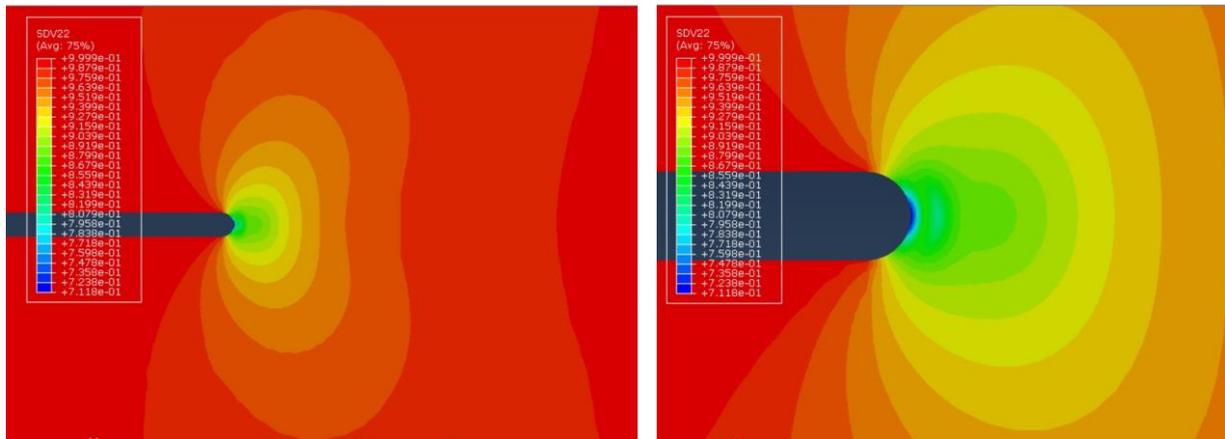


Fig. 5. Continuity variable distributions in the vicinity of Mode I crack tip (1500 hours)

*The work is supported by the Russian Science Foundation (project 21-11-00346).*

1. Meng Q., Wnag Z. Creep damage models and their applications for crack growth analysis in pipes: A review // Engineering Fracture Mechanics. 2019. Vol. 205. P. 547–576.
2. Shlyannikov V.N., Tumanov A.V. Force and deformation models of damage and fracture during creep // Physical Mesomechanics. 2018. Vol. 21. № 3. P. 70–85.

**Секция 4. Научные основы разработки перспективных  
объемных и низкоразмерных материалов, в том числе  
«мягкой материи». Физические принципы передовых методов  
и технологий их получения**

**ПОЛУЧЕНИЕ РАЗНОРОДНОГО СОЕДИНЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ**

Амиров А.И., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Использование разнородных соединений из сплавов с различными характеристиками, в качестве конструкционных материалов обладают большим интересом в передовых технических областях и различных инженерных решениях. Причина этого заключается в возможности использования положительных характеристик материалов в местах конструкции, где она подвержена различным отрицательным влиянием внешней среды, а в местах, где не подвержена, использовать более дешевый материал. Например, титановые сплавы обладают высокой жаростойкостью и коррозионной стойкостью и их можно использовать при создании конструкций, которые будут подвержены термическим нагрузкам или будут работать в агрессивных средах. Но титановые сплавы также обладают и рядом недостатков, что требует применения в составе ряда изделий более коррозионностойких материалов. В ряде устройств в авиационной и ракетно-космической сфере имеется необходимость в получении соединений титановых сплавов и нержавеющей сталей.

При получении разнородных соединений классическими методами сварки возникает ряд проблем, таких как возникновение хрупких интерметаллидных фаз и дефектов из-за различных термических свойств материалов, что отрицательно сказывается на прочности шва. Одним из решений данной проблемы может быть использование твердофазной сварки, такой как сварка трением с перемешиванием (СТП). На настоящее время данный вид сварки применяется достаточно успешно во многих отраслях промышленности, но получению разнородных соединений титановых сплавов и сталей имеется лишь небольшое количество исследований. Показано, что соединение технически чистого титана (CP-Ti) и нержавеющей стали 08X18H10 (SUS304) полученное методом СТП при скорости сварки 50 мм/мин и скорости вращения инструмента 250 об/мин обладает плоским межфазным реакционным слоем толщиной в 1 мкм. Толщина и сложность данных слоёв увеличиваются с увеличением скорости сварки и скорости вращения инструмента [1-3]. При достижении максимальных значений данных параметров сварки межфазовый слой может увеличиваться до 300 мкм, и преобразовываться в макроскопически смешанную и многослойную структуру, состоящую из нескольких слоев, содержащих различные интерметаллидные фазы [4]. В большинстве работ рассматриваются стыковые соединения, уделяя нахлесточным меньше внимания, при этом в качестве материала инструмента используются твердые сплавы на основе карбида вольфрама, или вольфрам-рениевые сплавы которые, как правило имеют либо слишком большой износ, либо обладают высокой стоимостью за счёт наличия редкоземельного металла – рения.

В данной работе было получено неразъемное соединение титанового сплава BT1-0 и стали 12X18H9T с помощью инструмента, изготовленного из жаропрочного сплава ЖС6У на основе никеля, который показал большую долговечность при СТП титановых сплавов. Полученные образцы сварных соединений были изучены с помощью оптической микроскопии, элементного и фазового анализа. В процессе работы были выявлены особенности строения зоны структурного градиента и формирования интерметаллидных фаз различного состава.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ № НШ-11742.2022.4.*

1. Li S., Chen Y., Zhou X., Kang J., Huang Y., Deng H. High-strength titanium alloy/steel butt joint produced via friction stir welding // Mater Lett. 2019. V. 234. P. 155–158.
2. Li S., Chen Y., Kang J., Huang Y., Gianetto J.A., Yin L. Interfacial microstructures and mechanical properties of

- dissimilar titanium alloy and steel friction stir butt-welds // *J. Manuf. Processes*. 2019. V. 40. P. 160–168.
3. Gotawala N., Shrivastava A. Microstructural analysis and mechanical behavior of SS 304 and titanium joint from friction stir butt welding // *Mater Sci. Eng. A*. 2020. V. 789. 139658.
  4. Ishida K., Gao Y., Nagatsuka K., Takahashi M., Nakata K. Microstructures and mechanical properties of friction stir welded lap joints of commercially pure titanium and 304 stainless steel // *J. Alloy Compd*. 2015. V. 630. P. 172–177.

**ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАСХОДОВАНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ  
СОЗДАНИИ ЯЧЕИСТОГО МЕТАМАТЕРИАЛА**<sup>1,2</sup>Ахметшин Л.Р., <sup>1</sup>Мухтаров Р.Т., <sup>1</sup>Джелилов Э.С., <sup>1</sup>Джелилов Э.С.<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метаматериалы – это искусственно созданные материалы, обладающие необычными свойствами, которые в большей степени зависят от структуры на микроуровне и выше, а не от химического состава базового составляющего материала. Ячеистые гибкие метаматериалы представляют собой класс (вид) механических метаматериалов, обладающих большим объемом пустот. Ячеистые структуры используются в инженерных приложениях, включая архитектурные материалы с изменяемой формой [1, 2], преобразование энергии [3], демпфирование колебаний и диссипацию подведенной энергии [4], управление распространением волн [5]. Ячеистые метаматериалы также находят применение в последних разработках механических устройств для датчиков деформации [6], исполнительных механизмов и роботов [7]. Искусственно созданная структура в ячеистых механических метаматериалах может быть двух типов: 1) стохастическая, как в пенах, где газообразная фаза случайно диспергирована в непрерывной твердой среде [8] и 2) периодическая, когда имеется строго упорядоченная система ячеек.

Варьируя расположение ячеек и соединение их между собой можно изменять объем базового материала в образце из метаматериала. В работе рассмотрены два способа соединения ячеек – присоединение и внахлест. Ярко отличие одного метода от другого проявляется в том, что метод внахлест не приводит к утолщению внутренних стенок образца из метаматериала.

Количество основного материала оценивалось по количеству стенок элементарных ячеек, что удобнее, чем по их объему, так как параметры структуры метаматериала могут меняться. Разница между методами соединения заметна уже в системе из двух ячеек. Кубическая элементарная ячейка имеет шесть стенок. При соединении двух ячеек мы получаем 12 стенок. Соединение внахлест дает 11 стенок. В трехмерных образцах, изготовленных двумя методами, количество используемого базового материала будет существенно различаться. Если рассматривать образец, состоящий из 10 000 ячеек, то количество стенок в методе присоединение будет в 1.87 раз больше, чем в методе внахлест. Это наглядно демонстрирует, что метод внахлест позволяет рационально использовать базовый материал.

*Исследование выполнено при поддержке Программы развития Томского государственного университета (Приоритет-2030).*

1. Haghpanah B., Salari-Sharif L., Pourrajab P., Hopkins J., Valdevit L. Multistable shape-reconfigurable architected materials // *Advanced Materials*. 2016. Vol. 28. No. 36. P. 7915-7920.
2. Coulais C., Teomy E., Reus K., Shokef Y., Hecke M. Combinatorial design of textured mechanical metamaterials // *Nature*. 2016. Vol. 535. No. 7613. P. 529-532.
3. Restrepo D., Mankame N.D., Zavattieri P.D. Phase transforming cellular materials // *Extreme Mechanics Letters*. 2015. Vol. 4. P. 52-60.
4. Findeisen C., Hohe J., Kadic M., Gumbsch P. Characteristics of mechanical metamaterials based on buckling elements // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2017. Vol. 102. P. 151-164.
5. Deng B., Tournat V., Wang P., Bertoldi K. Anomalous collisions of elastic vector solitons in mechanical metamaterials // *Physical Review Letters*. 2019. Vol. 122. No. 044101.
6. Surjadi J.U., Gao L.B., Du H.F., Li X., Xiong X., Fang N., Lu Y. Mechanical metamaterials and their engineering applications // *Advanced Energy Materials*. 2019. Vol. 21. No. 3. P. 1800864.
7. Rus D., Tolley M.T. Design, fabrication and control of origami robots // *Nature Reviews Materials*. 2018. Vol. 3. P. 101-112.
8. Mirabolghasemi A., Akbarzadeh A.H., Rodrigue D., Therriault D. Thermal conductivity of architected cellular metamaterials // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 174. P. 61-80.

## ОПРЕДЕЛЯЮЩАЯ РОЛЬ МИКРОДЕФОРМАЦИЙ В ОБРАЗОВАНИИ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ МУНТ

Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) обладают уникальными электронными, тепловыми, и механическими свойствами, что делает их привлекательными для потенциального использования в радиочастотной электронике, макроэлектронных системах, в различных типах химических и биологических сенсоров, тепловых устройствах и устройствах преобразования энергии [1]. Важные для применения МУНТ свойства определяются структурой материала: длина и диаметр, количества слоев, типы беспорядка и др. Кристаллическая структура МУНТ напрямую зависит от метода производства и последующей обработки, такой как удаление аморфного углерода, частиц катализатора, термический отжиг и др.

Строительными блоками поверхности УНТ являются графеновые фрагменты-кристаллиты [2]. Тип (кресло, зигзаг), размер и ориентация кристаллитов - важная характеристика структурного беспорядка нанотрубок [2-4]. В [5] был предложен механизм формирования в УНТ неупорядоченной структуры «зигзаг-кресло». На основе экспериментальных данных разработана термодинамическая теория образования доменной структуры типа «зигзаг-кресло» при синтезе нанотрубок.

В настоящей работе проведено исследование кристаллической структуры МУНТ двух типов: с внешним средним диаметром  $\varnothing 18$  нм (20 стенок, серия образцов - S1) и  $\varnothing 7,2$  нм (10 стенок, серия образцов - S2), методами рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Средняя длина МУНТ составляет 30 мкм, а плотность  $\sim 2$  г/см<sup>3</sup>. На рисунке 1 приведены ПЭМ изображения S1 и S2 нанотрубок. В S1 границы доменов «зигзаг-кресло» располагаются параллельно друг другу, что проиллюстрировано на вставке. В S2 распределение доменов носит более мозаичный характер, что также проиллюстрировано на вставке. Для получения информации о диаметрах и межслоевом расстоянии в нанотрубках был использован лицензионный программный пакет ImageJ 1.53r, входящий в комплект программного обеспечения просвечивающего электронного микроскопа. Построение поперечного профиля, выполненное от центральной области нанотрубки (оси нанотрубки) до наиболее внешнего ее слоя, показало, что среднее расстояние между слоями в S1  $\sim 3.5$  А, а в S2  $\sim 3.52$ А.

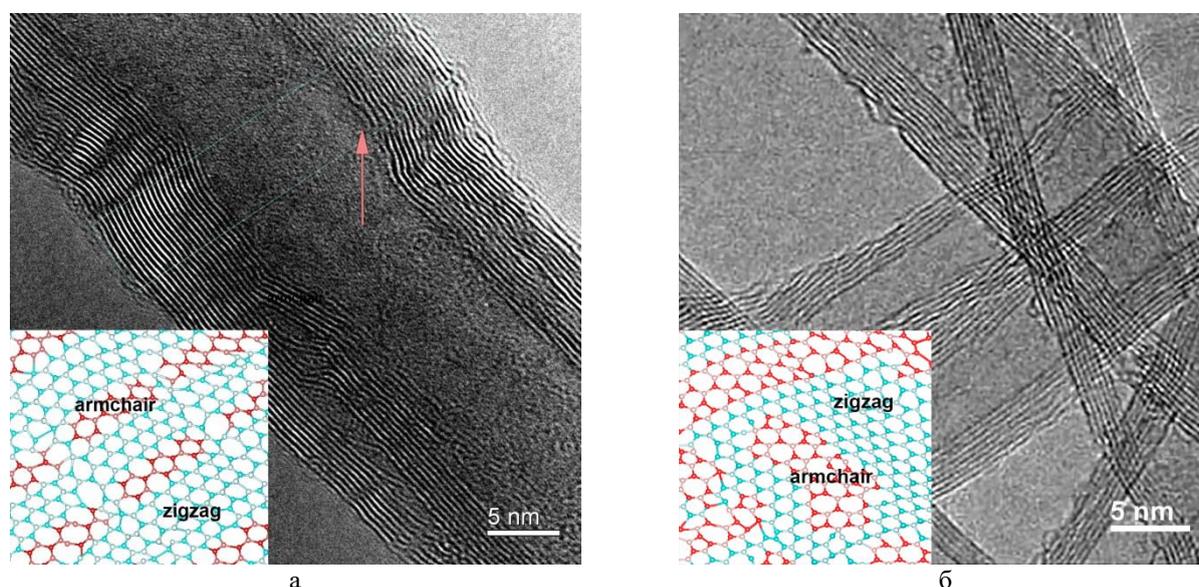


Рис. 1. Изображение просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения S1 (а) и S2 (б)

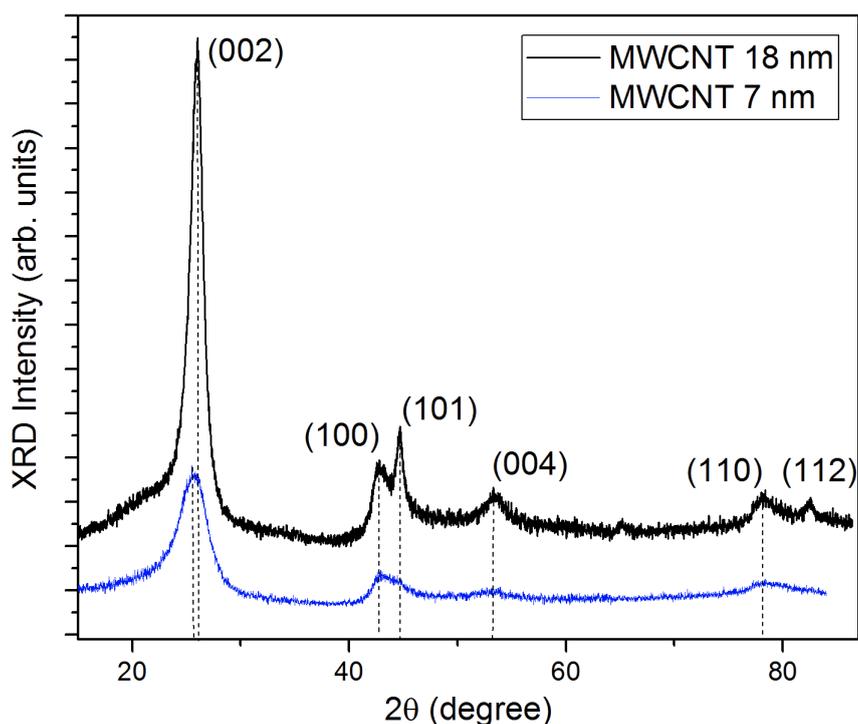


Рис. 2. Рентгенограмма для S1 (черная кривая) и S2 (синяя кривая)

Рентгенограммы образцов S1 и S2 приведены на рисунке 2. В S1 и S2 максимальные значения имеют  $\varepsilon_{zz(S1)}=0.065$  и  $\varepsilon_{zz(S2)}=0.053$ , рассчитанные из полуширины пика 002. Это соответствует высокому уровню межслоевой деформации. В S2 существует  $\varepsilon_{zz}$  и значительная деформация  $\varepsilon_{xx}=0.018$  - пик (100), соответствующая границе доменов «зигзаг-кресло» вдоль оси X. Также в S2 существуют  $\varepsilon_{yy}=0.016$  по значению близкое к  $\varepsilon_{xx}$ . Наличие  $\varepsilon_{zz}$ ,  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$  в S2 говорит о том, что образцы S2 имеют многомодовую доменную структуру, тогда как наличие только  $\varepsilon_{zz}$  в S1 указывает на преимущественно одномодовую структуру. Кроме того, так как большими являются только деформации (напряжения) растяжения-сжатия, то деформации вблизи границ являются изгибными. К изгибу может приводить разная величина напряжения в разных точках границы [6].

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2022-0002.*

1. Qiu L., Zhu N., Feng Y., and ets. A review of recent advances in thermophysical properties at the nanoscale: From solid state to colloids // Phys. Rep. 2020. Vol. 843. P. 1–81. <https://doi.org/10.1016/j.physrep.2019.12.001>
2. Kuznetsov V.L., Bokova-Sirosh S.N., Moseenkov S.I., and etc. Raman spectra for characterization of defective CVD multi-walled carbon nanotubes // Phys. Status Solidi B. 2014. Vol. 251(12). P. 2444–2450. <https://doi.org/10.1002/pssb.201451195>
3. Tuinstra F., Koenig J.L. Raman Spectrum of Graphite // J. Chem. Phys. 1970. Vol. 53. P. 1126–1130. <https://doi.org/10.1063/1.1674108>
4. Jang J.W. Direct curvature measurement of the compartments in bamboo-shaped multi-walled carbon nanotubes via scanning probe microscopy // Sci. Rep. 2021. Vol. 11. P. 701. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-79692-2>
5. Ponomarev A., Egorushkin V., Bobenko N. and etc. On the Possible Nature of Armchair-Zigzag Structure Formation and Heat Capacity Decrease in MWCNTs // Materials. 2022. Vol. 15(2). P. 518. <https://doi.org/10.3390/ma15020518>
6. Theory of Elasticity / Landau L.D., Pitaevskii L.P., Lifshitz E.M. and ets. 3rd ed., Butterworth-Heinemann: Oxford, UK. – 1984.

## ВЛИЯНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА МУНТ

Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Углеродные нанотрубки (УНТ) представляют собой новое поколение материалов, технологическое применение которых беспредельно. УНТ используются в производстве термоэлектрических, термоинтерфейсных материалов, наножидкостей и др., для повышения их энергоэффективности [1]. Структура трубок является одним из главных факторов, определяющих их физико-химические свойства. Строительными блоками поверхности УНТ являются графеновые фрагменты-кристаллиты [2]. Тип (кресло, зигзаг), размер и ориентация кристаллитов - важнейшая характеристика структурного беспорядка нанотрубок [2–3].

В настоящее время наиболее доступным способом получения нанотрубок является химическое осаждение из газовой фазы (CVD). CVD-многостенные трубки обычно имеют металлическую проводимость, а одностенные - полупроводниковую или металлическую. Для практических приложений [1] необходимы материалы, обладающие высокими теплоемкостью и теплопроводностью, усиливающими охлаждающую способность и поддерживающими низкую температуру работающих устройств. Контроль определяется возможностью подбора оптимальной структуры УНТ, обеспечивающей необходимую теплоемкость. Связь структуры с теплоемкостью и физическое понимание этой связи является одной из актуальных задач физики наноматериалов.

В работе [3] нами проведены экспериментальные исследования структуры и обсуждено ее влияние на температурные зависимости теплоемкости одно-(ОУНТ) и многостенных УНТ (МУНТ). Из анализа рентгеновских и рамановских спектров, изображений просвечивающей электронной микроскопии определены тип и размер кристаллитов в ОУНТ и МУНТ.

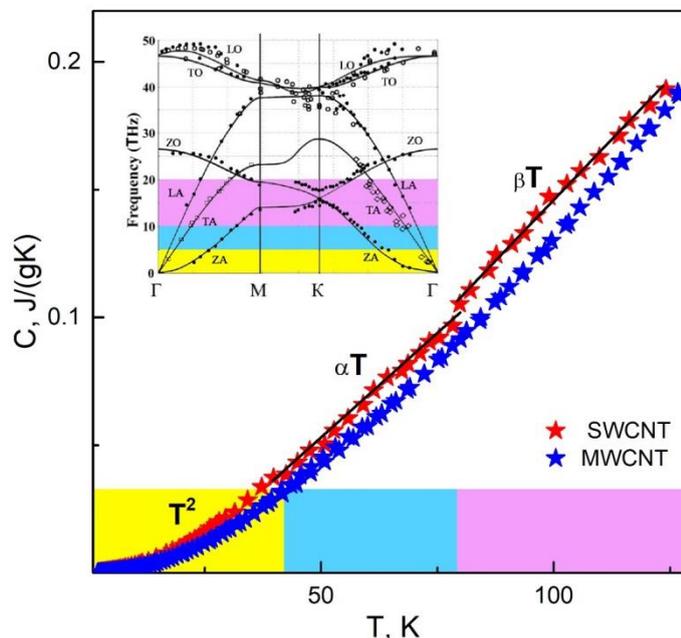


Рис. 1. Температурная зависимость теплоемкости МУНТ (голубые звездочки) [4] и ОУНТ (красные звездочки) [5]. Фононные спектры ОУНТ (графен, сплошные линии) и МУНТ (графит, сплошные кружки, открытые квадраты) приведены на вставке [6]. Желтый цвет показывает диапазон температур от 0 до 40К, синий от 40 до 80К, розовый от 80 до 150К и соответствующие частотные интервалы [6]

Кристаллиты в ОУНТ преимущественно имеют «зигзаг» структуру с размером  $\sim 200$  нм. Поверхность МУНТ формируется кристаллитами «зигзаг-кресло» с размерами  $\sim 40$  нм. Предложена термодинамическая теория образования при синтезе нанотрубок доменной структуры типа «зигзаг-кресло». В процессе синтеза при понижении температуры,

гексагональных деформациях и остаточных внутренних напряжениях в трубках формируется доменная структура, как термодинамический фазовый переход.

Исследовано влияние структурного беспорядка (доменов разного размера в ОУНТ и МУНТ) на температурное поведение теплоемкости (рис. 1). Показано, что уменьшение теплоемкости МУНТ по сравнению с ОУНТ определяется размерным эффектом структуры нанотрубок- образованием кристаллитов, границы которых рассеивают фононы. Уменьшение линейных размеров кристаллитов в МУНТ по сравнению с ОУНТ увеличивает граничную частоту рассеяния фононов и тем самым уменьшает вклад в теплоемкость решетки.

Выявленная зависимость теплоемкости МУНТ от структурного беспорядка позволит регулировать тепловые свойства нанотрубок и может быть полезна при разработке термоэлектрических, термоинтерфейсных материалов и наножидкостей на их основе.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2022-0002.*

1. Qiu L., Zhu N., Feng Y., and etc. A review of recent advances in thermophysical properties at the nanoscale: From solid state to colloids // *Phys. Rep.* 2020. Vol. 843. P.1–81.
2. Kuznetsov V.L., Bokova-Sirosh S.N., Moseenkov S.I., and etc. Raman spectra for characterization of defective CVD multi-walled carbon nanotubes // *Phys. Status Solidi B.* 2014. Vol. 251(12). P. 2444–2450.
3. Ponomarev A., Egorushkin V., Bobenko N. and etc. On the Possible Nature of Armchair-Zigzag Structure Formation and Heat Capacity Decrease in MWCNTs // *Materials.* 2022. Vol. 15(2). P. 518.
4. Sumarokov V.V., Jeżowski A., Szewczyk, and etc. The low temperature specific heat of MWCNTs. *Low Temp. Phys.* 2019. Vol. 45. P. 347–354.
5. Bagatskii M.I.; Barabashko M.S.; Dolbin, and etc. The specific heat and the radial thermal expansion of bundles of single-walled carbon nanotubes // *Low Temp. Phys.* 2012. Vol. 38. P. 523–528.
6. Enyashin A.N., Ivanovskii A.L. Deformation mechanisms for carbon and boron nitride nanotubes // *Inorg. Mater.* 2006. Vol. 42. P. 1336–1341.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКУРРЕНТНЫХ СВОЙСТВ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ДНК

Бурмистрова О.С., Никитюк А.С.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Плавлением ДНК называется инициированный нагревом процесс разрушения комплементарных водородных связей в молекуле ДНК при сохранении ковалентных связей. Плавление ДНК сопровождается структурными превращениями, имеющими природу фазовых переходов первого или второго рода. Исследования возможности существования фазовых переходов в одномерных системах, к которым относится молекула ДНК, является актуальной проблемой теоретической физики [1]. Метод количественного анализа рекуррентных диаграмм применяется для изучения нелинейных процессов, характерных для биологических систем. Целью работы является исследование фазового перехода в молекуле ДНК, происходящего при термической денатурации, методом количественного анализа рекуррентных диаграмм.

С использованием модели Пейрара-Бишопа-Доксуа [2] проведено численное моделирование процесса нагрева молекулы ДНК в диапазоне от 200 до 540 К. На рисунке 1 а приведен сигнал, соответствующий растяжению одной пары оснований, и рекуррентная диаграмма данного сигнала (рис. 1 б).

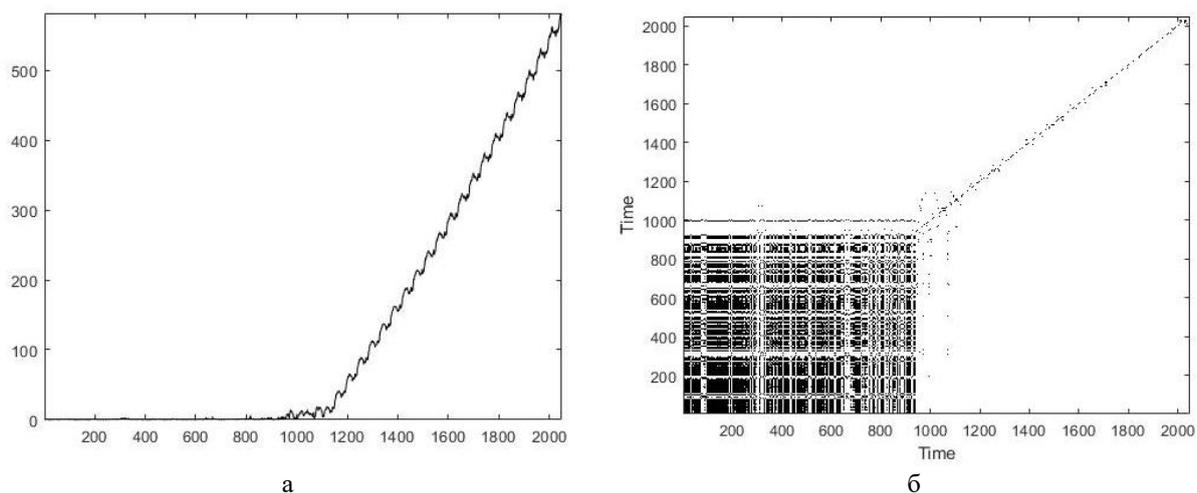


Рис. 1. Анализируемая пара оснований, сигнал (а) и рекуррентная диаграмма динамики (б)

Для перехода к количественному анализу рекуррентных диаграмм введены меры сложности, которые количественно определяют структуры рекуррентных диаграмм. При анализе топологии и структуры рекуррентной диаграммы результатов моделирования денатурации молекулы ДНК (рис. 1 б) установлено, что меры, основанные на вертикальных структурах, являются наиболее чувствительными к анализу исследуемого процесса. На рисунке 2 приведены графики эволюции мер  $TT$ ,  $LAM$ ,  $V_{max}$ , рассчитанные для пары оснований № 1.

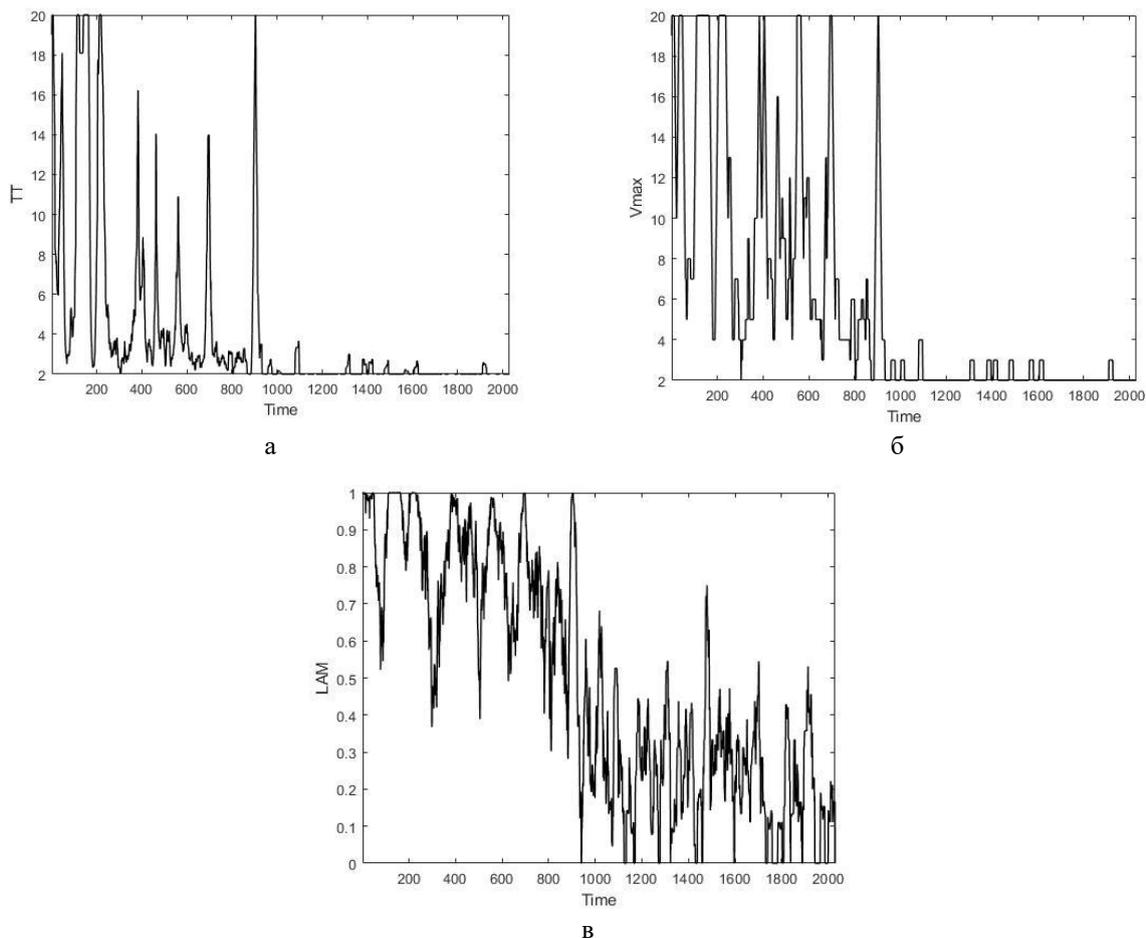


Рис. 2. Мера времени запаздывания (а), мера максимальной длины вертикальной линии (б), мера замирания (в), основанные на РД растяжения пары оснований

При анализе рисунка 2 выявлены явные предвестники фазового перехода. В частности, по графикам эволюции меры  $\Gamma$  установлено снижение значения амплитуды непосредственно перед фазовым переходом, а затем резкий всплеск. По графикам эволюции меры  $V_{\max}$  – увеличение промежутков времени между локальными экстремумами, а по графикам эволюции меры LAM – резкое снижение амплитуды колебаний.

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственный контракт № АААА-А19-119013090021-5), а также поддержана Грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых (№ МК-44.2022.1.1).*

1. Inman R.B, Baldwin R.L. Helix–random coil transitions in DNA homopolymer pairs // J. Mol. Biol. 1964. V. 8. P. 452–469.
2. Dauxois T., Peyrard M., Bishop A. R. Dynamics and thermodynamics of a nonlinear model for DNA denaturation // Physical Review E. 1993. V. 47(1). P. 684.

## КИНЕТИКА МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ПОРИСТЫХ КЕРАМИК

<sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>1,2</sup>Шмаков В.В. <sup>1,2</sup>Буякова С.П.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Традиционной технологией получения керамических материалов является спекание порошковых компактов, полученных методами прессования, или инъекционного формования суспензии на основе химически- или пиролитически удаляемого связующего. Высокая температура плавления подавляющего числа ионных и ионно-ковалентных соединений делает нецелесообразным, а зачастую невозможным осуществление формования керамических изделий из жидкой фазы. Современные технологии твердофазного спекания позволяют получать керамические материалы, обладающих высокой относительной плотностью, более 99 % за счет реализации импульсного искрового плазменного спекания, или быстрого спекания под давлением.

Очевидными альтернативами увеличению давления и температуры в процессе спекания для достижения высокой плотности керамического материала являются введение компонентов, формирующих эвтектические растворы, и увеличение длительности спекания. Настоящее исследование посвящено эмпирическому анализу кинетики изменения поровой микроструктуры и процессу уплотнения модельного оксидного керамического материала  $ZrO_2$ - $MgO$ .

В работе изучены изменения в микроструктуре, протекающие при изотермическом спекании порошковых компактов при температуре 1600 °С и длительности изотермической выдержки при максимальной температуре от 10 до 600 минут. Исследуемые образцы керамических материалов были получены методом холодного одноосного прессования порошковых смесей  $ZrO_2$ ,  $MgO$  и  $ZrO_2$  – 55 мол. %  $MgO$ , а также 50 об. % частиц органического порообразователя – полиэтилена.

Было обнаружено, что вне зависимости от состава, увеличение длительности изотермической выдержки не приводит к существенному изменению общего объема порового пространства образцов:  $\Delta P$  между образцами, спеченными с длительностью выдержки 10 минут и 600 минут не превышала 3.5 %. Вместе с тем, с увеличением длительности изотермической выдержки, наблюдалась продолжающаяся объемная усадка, максимальная величина которой достигала 70 %, сопровождавшаяся уменьшением макропор, сформированных порообразующими частицами, и ростом микропор, образованных межчастичными пустотами в процессе компактирования. При чем степенной характер зависимости средней величины макро- и микропор от объемной усадки образца с учетом объема, занимаемого этими порами, позволяет говорить о том, что наблюдаемая кинетика величины пор обусловлена действием двух диффузионных механизмов – объемной и зернограничной диффузии вакансий от поверхности контактного перешейка порошковых частиц к границе между частицами, являющейся внутренним стоком неограниченной емкости [1–2].

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

1. Гегузин, Я.Е. Физика спекания / Я.Е. Гегузин. М.: Наука. – 1967. – 360 с.

2. Xiong Y. et al. Preparation of transparent nanoceramics by suppressing pore coalescence //Journal of the American Ceramic Society. 2011. Т. 94, №. 12. Р. 4269–4273.

**ФОРМИРОВАНИЕ  $ZrO_2$ -ИММЕРСИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА  $ZrB_2$** <sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>2</sup>Федянин Н.Е., <sup>1,2</sup>Шмаков В.В., <sup>1</sup>Фотин И.А., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Традиционно керамические покрытия, в том числе на керамических подложках, наносятся с применением PVD и CVD технологий. Преимуществом этих методов является высокая точность контроля толщины формируемого покрытия. Вместе с тем, для ряда применений, это является и ограничением: толщина осаждаемого покрытия едва может достигать нескольких микрон, а её увеличение является вопросом целесообразности с учетом затрат на реализацию процесса [1].

Менее тривиальной задачей является формирование переходных и градиентных покрытий, обладающих высокой адгезионной прочностью. В области высокотемпературных керамических материалов задача получения слоисто-градиентных композитов системы  $ZrB_2$ - $ZrO_2$  решается одновременным спеканием слоев с различным содержанием компонентов под давлением [2, 3]. Необходимость приложения давления при спекании обусловлена существенным различием в величии коэффициентов термического расширения компонент.

Настоящая работа посвящена эмпирическому исследованию принципиальной возможности формирования оксидного покрытия на поверхности боридной матрицы циркония иммерсионным методом с последующим спеканием без давления.

В работе исследованы образцы пористой керамики на основе  $ZrB_2$  – 30 об. % SiC, полученные методом холодного одноосного прессования порошковых смесей с последующим спеканием в вакууме при 1600 °С. Оксидное покрытие на поверхности исследуемых образцов сформировано путем погружения в суспензию на основе смеси микро- и ультрадисперсного порошков  $ZrO_2$  и органического растворителя с низким коэффициентом поверхностного натяжения. Перед погружением в суспензию исследуемые образцы были подвержены воздействию холодной плазмы, что привело к увеличению смачиваемости и снижению краевого угла при смачивании дистиллированной водой от 100 до 18°. В дальнейшем образцы подверглись спеканию в вакууме при 1800 °С.

Исследование микроструктуры керамик систем  $ZrO_2$ - $ZrB_2$ -SiC показало, что между поверхностным слоем и матрицей в процессе спекания не происходит формирование несплошностей и разрывов. Последовательный рентгенофазовый анализ поверхности, чередовавшийся с утонением покрытия на 25 мкм методом тонкой алмазной полировки показал, что покрытие обладает градиентной структурой, а его толщина составляет порядка 100 мкм: по мере удаления от поверхности исследуемого керамического композита интенсивность рефлексов фазы  $ZrO_2$  снижается, а интенсивность рефлексов  $ZrB_2$  наоборот, возрастает (см. рис. 1).

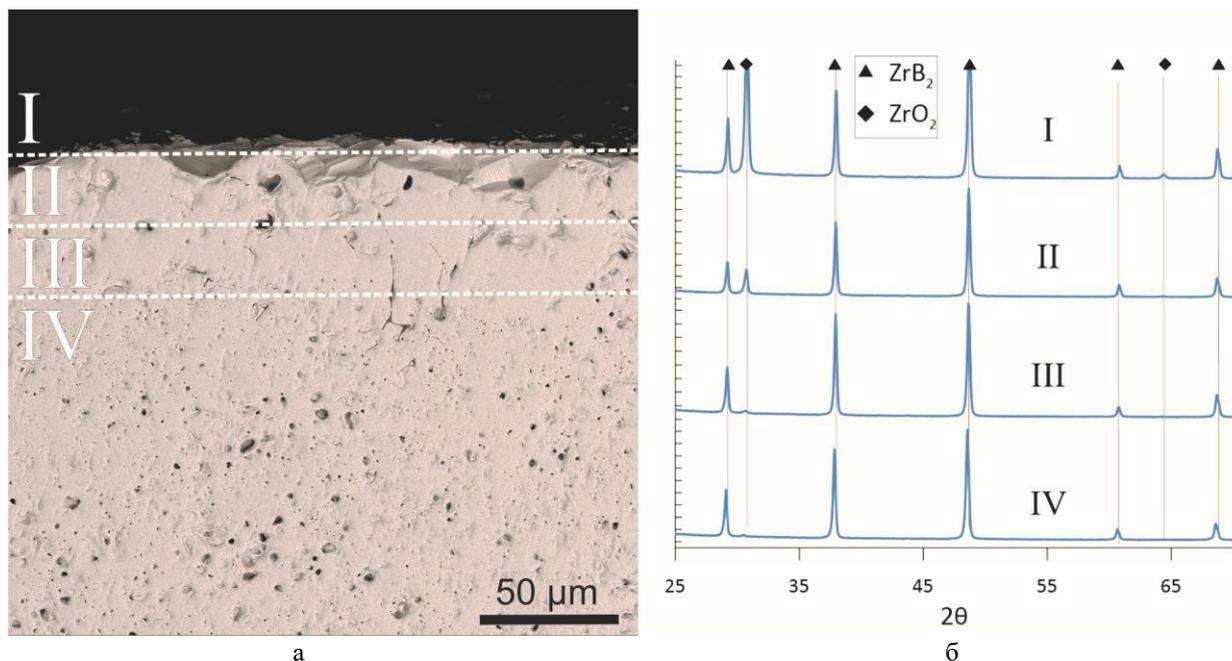


Рис. 1. Структура (а) и фазовый состав исследуемых керамических композиционных материалов (б)

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

1. Zhang X. Mechanism of vertical crack formation in Yb<sub>2</sub>SiO<sub>5</sub> coatings deposited via plasma spray-physical vapor deposition // *Journal of Materiomics*. 2020. №. 1. С. 102–108.
2. Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Дедова Е.С., Буякова С.П. Механическое поведение слоистого керамического композита ZrB<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub>-SiC // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2019. №. 8. С. 121–127.
3. Burlachenko A.G., Mirovoy Y.A., Dedova E.S., Buyakova S.P. Mechanical performance of ZrB<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub>-SiC multilayer composite materials // *AIP Conference Proceedings*. 2020. №. 1. P. 020049.

## ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ

<sup>1,2</sup>Валиев Р.З.

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

К настоящему времени разработан целый ряд методов получения объемных наноструктурных материалов, но особый интерес представляет использование интенсивной пластической деформации (ИПД), сочетающей обработку материалов сверхбольшими деформациями в условиях высоких приложенных давлений [1, 2].

В работе рассмотрены принципы наноструктурирования различных металлических материалов при обработке методами ИПД, связанные с образованием ультрамелких зерен и развитием необычных фазовых превращений, приводящих к образованию зернограничных сегрегаций и наноразмерных выделений вторичных фаз. Недавние комплексные исследования свидетельствуют о том, что морфология и плотность этих наноструктурных особенностей определяются режимами ИПД обработки (температурой, условиями деформации, величиной приложенного давления). Это позволяет создавать наноматериалы с перспективными свойствами, сочетающими высокие механические (очень высокая прочность и пластичность, сверхпластичность) и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.) [3–5]. Особое внимание в докладе уделяется физической природе и использованию наноматериалов для их инновационных применений в медицине и технике, в частности в условиях агрессивных сред в газотурбинных двигателях, где материалы подвергаются одновременно большим нагрузкам, коррозии и абразивному износу.

1. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation // Progress in Materials Science. 2000. Vol. 45. P 103–189.
2. Valiev R.Z., Straumal B., Langdon T.G. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties // Annual Review of Materials Research. 2022. Vol. 52:1
3. Sabirov I., Enikeev N.A., Murashkin M.Y., Valiev R.Z. Bulk nanostructured materials with multifunctional properties. Series: SpringerBriefs in Materials, Springer. – 2015.
4. Ovid'ko I.A., Valiev R.Z., Zhu Y.T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 94. P. 462–540.
5. Nguyen Q. Chinh, Maxim Yu Murashkin, Elena V. Bobruk, János L. Lábár, Jenő Gubicza, Zsolt Kovács, Anwar Q. Ahmed, Verena Maier-Kiener, Ruslan Z. Valiev, Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys // Materials Research Letters. 2021. Vol. 9. P. 475–482.

**АДДИТИВНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА, АРМИРОВАННОГО КЕРАМИЧЕСКИМИ ВОЛОКНАМИ**

Голышев А.А.

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

Создание новых материалов с заданным набором уникальных физико-механических свойств является одной из актуальных научных проблем, стоящих перед научным сообществом во всем Мире [1, 2]. Эффективным способом решения данной проблемы является использование аддитивных технологий (АТ) для выращивания металломатричных композитных материалов [3, 4]. Однако, сформированные изделия методом АТ с большой концентрацией керамики разрушаются или характеризуются высокой пористостью. Это связано с тем, что керамические частицы являются концентраторами напряжения ввиду многих факторов (плохая смачиваемость, неоднородное распределение по объему металлической матрицы и т.д.).

В данной работе предложен новый подход для получения металлокерамического композита методом аддитивных технологий. Будет использовано керамическое волокно при аддитивном выращивании металлокерамического композита. Это позволит сформировать материал с высокой концентрацией керамики по сравнению с использованием частиц в виде порошка. Введение термостойких и прочных керамических волокон позволяет композитным материалам сохранять значительную долю несущей способности благодаря торможению и отклонению матричных микротрещин на границе волокно/матрица, что и обуславливает “псевдопластичный” характер разрушения композиционных материалов. Кроме того, применение керамического волокна должно привести к увеличению прочности на разрыв, трещиностойкости, модуля упругости и т.д. Применение в работе источника синхротронного излучения позволит получить уникальные данные о эволюции структурно-фазового состава композитных материалов в том числе и в результате in-situ синтеза (образование вторичных фаз, например TiB).

Особый интерес (для авиа- и ракетостроения, оборонной промышленности) представляет создание композиционных материалов с высокой стойкостью к механическому воздействию при высокоскоростном соударении. В работе будут проведены исследования стадийности поврежденности (кратерообразование при высокоскоростном соударении создаваемого с помощью электродинамического ускорителя масс (в диапазоне скоростей до 2000 м/с).

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 21-79-10213.*

1. Altıparmak S.C., Xiao B. A market assessment of additive manufacturing potential for the aerospace industry // Journal of Manufacturing Processes. 2021. V. 68. P. 728–738.
2. Golyshev A.A., Filippov A.A. Comparative investigation of nickel-based metal–ceramic structures with ceramic particles of tungsten and boron carbides made by the selective laser melting method // Nanoscience and Technology. 2020. V. 11, № 3. P. 247–257.
3. Golyshev A., Orishich A. Microstructure and mechanical characterization of Ti6AL4V-B4C metal ceramic alloy, produced by laser powder-bed fusion additive manufacturing // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2020. V. 109, № 1-2. P. 579–588.
4. Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Филиппов А.А. Создание функционально-градиентного материала методом аддитивного лазерного сплавления // Прикладная механика и техническая физика. 2020. Т. 61, № 5 (363). С. 224–234.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ ГИДРОКСИАПАТИТА КАЛЬЦИЯ

<sup>1</sup>Гребнев М.Э., <sup>1</sup>Самойлов П.А., <sup>1</sup>Сыченко А.О., <sup>1</sup>Шевякова Н.А., <sup>1,2,3</sup>Мостовщиков А.В.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

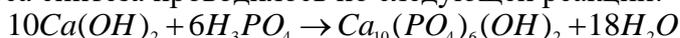
Гидроксиапатит (ГАП) является одним из основных материалов, которые применяются для биомедицинской коррекции дефектов зубной ткани, костей и т.п. Минерал ГАП принадлежит к группе апатитов, промышленные залежи которых крайне редки. В России залежи апатитовой руды расположены на Кольском полуострове, в Бурятии, Якутии. Апатит является ценным материалом для производства минеральных удобрений, при производстве керамик, в электронике (за счёт присущего ему пьезоэффекта). Таким образом, ввиду его редкости в природе и расположенности месторождений в условиях Крайнего Севера и Арктики, актуальной задачей является разработка методов его получения, в частности, путём искусственного воссоздания в лабораторных условиях природных условий в которых он образовывался в природе.

В исследовании материалы были получены реакцией нейтрализации в водной среде [1] методом золь-гель синтеза по данной последовательности: приготовление исходных растворов – синтез – фильтрация и промывка – сушка и отжиг.

Золь-гель технология является одним из наиболее перспективных методов массового получения наночастиц и материалов на их основе. Этот метод не только не требует больших затрат, но и позволяет получать продукты особой чистоты, к тому же по сравнению с другими методами его коммерческое применение представляется наиболее эффективным. Золь-гель технология позволяет гибко регулировать условия проведения процесса, что дает возможность получить желаемые структурные характеристики, такие как однородность, размер частиц, их морфология, размер и объем пор, и удельная площадь поверхности.

С точки зрения коллоидной химии золь-гель процесс – это процесс перехода золя в гель за счет коагуляции, структурообразования, концентрирования и т.д. В современном понимании термин золь-гель процесс обозначает целый комплекс процессов, включающий обычно гидролиз, поликонденсацию, золь- и гелеобразование, сушку, прокалку, иногда другие процессы.

Проведение процесса синтеза проводилось по следующей реакции:



В отличие от методики в литературе [2] в нашем случае были использованы раствор ортофосфорной кислоты и суспензия гидроксида кальция, исключен дополнительный нагрев, перед промывкой раствора был добавлен этап стабилизации при комнатной температуре, а также сам процесс сушки проводился при комнатной температуре. Кроме этого, для повышения дисперсности были применены активное перемешивание и исключение использования затравок, примесей, ПАВ и других веществ [3].

Для осуществления получения гидроксиапатита была использована система, в которой ведется непрерывное перемешивание суспензии гидроксида кальция с равномерным добавлением раствора ортофосфорной кислоты, состоящая из реактора с мешалкой и дозатора.

Для оценки влияния внешних факторов на выходной материал и проведения сравнения между образцами было принято исследовать между собой следующие комбинации: 1 – Стандартные условия с ручным перемешиванием; 2 – Применение ультразвука и ультрафиолета; 3 – Применение ультразвука; 4 – Применение ультрафиолета; 5 – Стандартные условия с механическим перемешиванием.

Частота ультразвука составляла 20 кГц, а длина волны ультрафиолета 180 нм.

Полученные образцы были исследованы с помощью спектроскопического и

рентгенофазового анализа, а также была проведена микроскопия.

Исходя из полученных снимков можно сказать, что при одинаковом приближении для образца 5 характерны более малые размеры частиц (от 100 мкм до 10 мкм и менее) по сравнению с 1 (с большим количеством агломератов размерами выше 100 мкм). Соответственно, использование оборудования для перемешивания позволяет получать частицы меньших размеров без внесения изменений посредством внешних факторов.

Для образца 4 характерна оgranенная структура, что может быть связано с тем, что процессам кристаллизации не мешало влияние ультразвука. При этом, размеры частиц лежат в диапазоне от 20 мкм до 2 мкм и менее.

Для образцов 2 и 3 характерна скругленная структура, которая образовалась вследствие снижения скорости кристаллизации из-за воздействия ультразвука. Для данных образцов так же свойственны размеры частиц от 4 мкм до 1 мкм и менее.

На основании ИК-спектроскопии и рентгенофазового анализа можно сделать вывод, что все образцы соответствуют форме спектров гидроксиапатита кальция.

Наиболее эффективным способом повышения чистоты продукта является применение ультрафиолета на стадии выстаивания раствора, за счет сильного разрушения соединений углерода, свидетельством этого является полученная спектральная картина с ярко выраженными энергетическими пиками, на фоне которых содержание побочных продуктов несущественно. Помимо этого, содержание необходимого вещества в этом случае крайне высоко.

На основании данных микроскопии было установлено, что использование ультразвука на этапе синтеза препятствует созданию связей между частицами и позволяет существенно уменьшить размеры получаемых частиц со сферической формой, в отличии от оgranенных кристаллитов в случае облучения ультрафиолетом.

Использование оборудования со стабильными воспроизводимыми характеристиками приводит к повышению качества материала и оптимизирует время, необходимое на синтез. Таким образом, возможно получение аналога природного апатита с требуемыми характеристиками продукта в лабораторных условиях синтеза.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Tagai H., Aoki H. Precipitation of synthetic hydroxyapatite and sintering of apatite ceramic. Chapter 39, Mechanical properties of biomaterials. - UK: John Willey & Sons. – 1987. – P.213.
2. Патент РФ № 2104924 Яценко С.П., Сабирзянов Н.А. Способ получения гидроксилапатита. Опубл. 20.02.1998.
3. Bouyer E., Gitzhofer P., Boulos M.I. Morphological study of hydroxyapatite, nanocrystal suspension // Journal of Material Science: Materials in Medicine. 2000. № 11. P. 523–531.

**СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ AISI 316L И НАНЕСЕНИЕ АНТИКОРРОЗИОННОГО И ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ**

Гренадёрв А.С., Соловьёв А.А., Яковлев Е.В.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Аустенитная нержавеющая сталь марки AISI 316L находит широкое применение в биомедицине, например, для создания протеза суставов, ортопедических винтов, костных пластин и т.д. вследствие хороших механических свойств, коррозионной устойчивости и относительно невысокой стоимости [1–3]. Взаимодействие поверхности медицинских имплантатов с агрессивной биологической средой человека вызывает коррозию материала, что приводит к его деградации и разрушению и, соответственно, к неблагоприятному воздействию на пациента, приводя к отторжению тканью или жидкостью вокруг него [4]. Абразивный мусор, образующийся в результате износа, а также выделение ионов/частиц металлов, оказывает негативное воздействие на организм человека [5]. Для устранения данных проблем, поверхностям медицинских имплантатов и протезов нужно придать высокую коррозионную устойчивость, высокие механические и трибологические свойства.

Таким образом, цель работы заключалась в модификации поверхности нержавеющей стали марки AISI 316L за счет создания поверхностного сплава на основе титана и последующего нанесения плёнок  $\alpha\text{-C:H:SiO}_x$  для обеспечения высоких антикоррозионных, механических и трибологических свойств.

Поверхностный сплав формировался с помощью установки «РИТМ-СП» (ИСЭ СО РАН) путем чередования операций напыления титановой плёнки на подложку (шаг 1) и последующей обработки системы плёнка/подложка низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком НСЭП (шаг 2) в едином вакуумном цикле [6]. Плёнка титана наносилась толщиной  $1,0 \pm 0,1$  мкм методом магнетронного распыления мишени из титана (чистотой 99,95 вес.%). После этого проводилась импульсная НСЭП обработка поверхности при энергии электронов 20 кэВ (плотность энергии пучка  $\approx 2,6$  Дж/см<sup>2</sup>), количестве импульсов равном 4 и длительности импульса 2,5 мкс. Нанесение  $\alpha\text{-C:H:SiO}_x$  покрытия (шаг 3) осуществлялось методом плазмохимического осаждения в смеси аргона и паров полифенилметилсилоксана при давлении 0,1 Па, напряжении горения разряда  $140 \pm 5$  В, токе разряда  $5 \pm 0,5$  А, амплитуде отрицательного импульса биполярного напряжения смещения подложки  $-300 \pm 10$  В и температуре подложек  $170 \pm 10^\circ\text{C}$ . Более детально метод нанесения покрытия описан в [7].

На рисунке 1 представлено СЭМ изображение поперечного излома и карты распределения элементов титана и железа по глубине образца нержавеющей стали AISI 316L со сформированным поверхностным сплавом. Можно обратить внимание, что диффузия титана в поверхностный слой распространяется на глубину до 14–18 мкм. Согласно результатам энергодисперсионного анализа концентрация титана в поверхностном сплаве составляет около 20 вес.% (рис. 1б). За границей поверхностного сплава, на глубине более 25 мкм, концентрации элементов соответствуют данному типу стали.

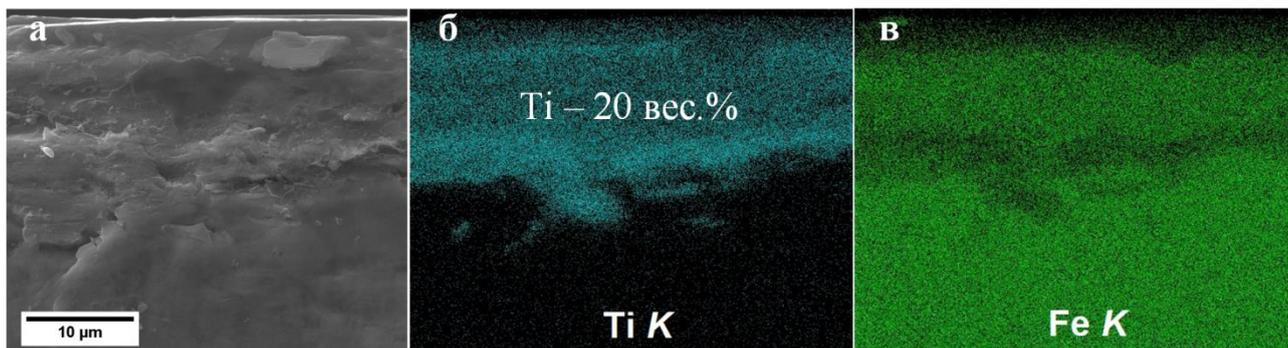


Рис. 1. СЭМ изображение поперечного излома (а) и карты распределения элементов титана (б) и железа (в) по глубине образца нержавеющей стали AISI 316L со сформированным поверхностным сплавом

В результате формирования поверхностного сплава происходит снижение общей свободной поверхностной энергии с 37 до 24 мДж/м<sup>2</sup>, а также увеличение полярной компоненты свободной поверхностной энергии с 1,2 до 8,5 мДж/м<sup>2</sup>. Увеличение доли полярной компоненты может происходить за счет образования оксидных соединений на поверхности, имеющих полярную природу, например, TiO<sub>2</sub>. Известно, что низкая поверхностная энергия и низкие значения полярной компоненты являются ключевой причиной плохой адгезии тонких плёнок к полимерным материалам [8]. Таким образом, чтобы повысить адгезию плёнок необходимо, чтобы полярная компонента свободной поверхностной энергии была выше.

Исследования адгезии методом вдавливания индентора Роквелла [9], показали, что благодаря созданию поверхностного сплава адгезия плёнок а-C:H:SiO<sub>x</sub> к подложкам нержавеющей стали AISI 316L улучшается. Об этом свидетельствует отсутствие микротрещин и отслоений в области кратеров, оставленных на поверхности образцов после вдавливания индентора. Благодаря повышенной адгезионной прочности, система поверхностного сплава с нанесенной плёнкой а-C:H:SiO<sub>x</sub> является стойкой к автоклавированию и на поверхности не наблюдается отслоений и вздутий.

Нанесение плёнки а-C:H:SiO<sub>x</sub> способствует значительному улучшению механических и трибологических свойств. Твердость Н увеличивается более чем в 2,5 раза, индекс пластичности Н/Е более чем в 3,5 раза, а сопротивление пластической деформации более чем в 35 раз. При этом образцы с плёнкой а-C:H:SiO<sub>x</sub> демонстрируют низкий коэффициент трения 0,06 и скорость износа около 8·10<sup>-7</sup> мм<sup>3</sup>/Н·м.

Коррозионные испытания, проведенные методом поляризационной потенциодинамики в растворе фосфатного буфера (PBS), показали, что система поверхностного сплава с нанесенной плёнкой а-C:H:SiO<sub>x</sub> обладает высоким сопротивлением поляризации 2,5·10<sup>9</sup> Ом·см<sup>2</sup>, низкой плотностью тока коррозии 5,6·10<sup>-10</sup> А/см<sup>2</sup> и низкой скоростью коррозии 5,7·10<sup>-6</sup> мм/год. Такие значения свидетельствуют об антикоррозионных свойствах материала.

Таким образом, продемонстрирована возможность создания поверхностного сплава на основе титана на нержавеющей стали марки AISI 316L, обеспечивающая повышение адгезионной прочности плёнки а-C:H:SiO<sub>x</sub>, придающей поверхности высокие механические, трибологические и антикоррозионные свойства.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИСЭ СО РАН, проект FWRM-2021-0006.*

1. Arteaga-Hernandez L.A., Cuaio-Moreu C.A., Gonzalez-Rivera C.E., Alvarez-Vera M., Ortega-Saenz J.A., Hernandez-Rodriguez M.A.L. Study of boriding surface treatment in the tribological behavior of an AISI 316L stainless steel // *Wear*. 2021. V. 477. P. 203825.
2. García-León R.A., Martínez-Trinidad J., Campos-Silva I., Figueroa-López U., Guevara-Morales A. Development of tribological maps on borided AISI 316L stainless steel under ball-on-flat wet sliding conditions // *Tribology International*. 2021. V. 163. P. 107161.
3. Srinivasan A. and Rajendran N. Electrochemical Corrosion and In Vitro Bioactivity of SiO<sub>2</sub>:ZrO<sub>2</sub>-Coated 316L Stainless Steel in Simulated Body Fluid // *J. Mater. Eng. Perform.* 2015. V. 24. P. 3056–3067.
4. Pathote D., Jaiswal D., Singh V., Behera C.K. Optimization of electrochemical corrosion behavior of 316L stainless steel as an effective biomaterial for orthopedic applications // *Materials Today: Proceedings*. 2022. V.57(1). P. 265–269.
5. Fellah M., Labaiz M., Assala O., Iost A. and Dekhil L. Tribological behaviour of AISI 316L stainless steel for biomedical applications // *Tribology*. 2013. V. 7(3). P. 135–149.
6. Markov A., Yakovlev E., Shepel' D., Bestetti M. Synthesis of a Cr-Cu surface alloy using a low-energy high-current electron beam // *Results in Physics*. 2019. V 12. P. 1915–1924.
7. Grenadyorov A.S., Zhulkov M.O., Solovyev A.A., Oskomov K.V., Semenov V.A., Chernyavskiy A.M., Sirota D.A., Karmadonova N.A., Malashchenko V.V., Litvinova L.S., Khaziakhmatova O.G., Gazatova N.D., Khlusov I.A. Surface characterization and biological assessment of corrosion resistant a-C:H:SiO<sub>x</sub> PACVD coating for Ti-6Al-4 V alloy // *Materials Science & Engineering C*. 2021. V 123. P. 112002.
8. Encinas N., Pantoja M., Abenojar J., Martínez M.A. Control of wettability of polymers by surface roughness modification // *J. Adhes. Sci. Technol.* 2010. V 24. P. 1869–1883.
9. Verein Deutscher Ingenieure Normen, VDI 3198, VDI-Verlag, Dusseldorf. – 1991.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МУЛЬТИОКСИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ

<sup>1,2</sup>Гриняев К.В., <sup>1,2</sup>Дитенберг И.А., <sup>1,2</sup>Смирнов И.В., <sup>1,2</sup>Пинжин Ю.П., <sup>2</sup>Светличный В.А.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Оксиды тугоплавких металлов характеризуются высокими температурами плавления и высокой термической стабильностью, в связи с чем они часто используются при создании материалов для эксплуатации в экстремальных условиях. В настоящее время наиболее широко применяются относительно простые системы бинарного или тройного типа, а также их комбинации. При этом существенный интерес представляет получение мультиоксидных соединений, возможность реализации которого обеспечивается интенсивным развитием направления по разработке многокомпонентных систем на основе тугоплавких металлов.

В настоящей работе проведено исследование морфологии и элементного состава мультиоксидов тугоплавких металлов, полученных путем лазерной абляции эквиатомного многокомпонентного сплава.

Использована эквиатомная смесь порошков тугоплавких металлов (W-Ta-Mo-Nb-V-Zr-Cr-Ti) после механической активации в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах АГО-2 с водяным охлаждением в атмосфере аргона. Смесь порошков подвергалась искровому плазменному спеканию на установке SPS Labox-1575. Из спеченных образцов указанного сплава методом импульсной лазерной абляции (LOTIS ТП, модель LS2131M-20) были получены дисперсии мультиоксидов в воде.

Установлено, что в образцах полученных мультиоксидов суммарная доля тугоплавких элементов в атомных процентах составляет 23,28 %, а кислорода – 76,72 %. Таким образом, при формировании частиц оксидов соотношение атомов металлов к атомам кислорода (Me:O) почти соответствует 1:3. Формирование именно оксидных соединений объясняется высоким уровнем сродства тугоплавких металлов к кислороду. Следует заметить, что это усредненное соотношение концентраций атомов металлов и кислорода, при этом для определения каких-либо конкретных стехиометрических соотношений требуется детальное выявление и изучение структуры формирующихся соединений.

Как известно наиболее распространенные оксиды тугоплавких металлов характеризуются, как правило, существенно более низкими энтальпиями образования, что и предопределяет их преимущественный характер зарождения и роста по сравнению с соединениями на основе других примесных атомов, в частности, углерода и азота. Так как полученные мультиоксиды характеризуются аморфным состоянием, следует говорить о структуре кластеров типа полиэдров Бернала. Ключевым вопросом при этом является выявление сложноорганизованных кластерных конфигураций, включающих помимо атомов кислорода одновременно несколько сортов атомов металлов.

*Изучаемые в работе мультиоксиды получены с использованием оборудования НИ ТГУ. Структурные исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета и центра коллективного пользования Института физики прочности и материаловедения СО РАН «НАНОТЕХ».*

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

## ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ

Гулов М.А., Константинов С.А.

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

В настоящее время технологии аддитивного производства привлекают все больше внимания в виду их уникальных возможностей по послойному изготовлению функциональных изделий из металлов, сплавов и металлических композитов. Применение лазерного излучения в качестве источника тепла в сочетании с другими технологическими особенностями этих технологий делает возможным производство деталей сложной формы, изготовление которых было бы невозможно при применении традиционных методов [1–4].

В настоящее время существует потребность в восстановлении изношенных поверхностей различного технологического оборудования, например, шнеков декантерных центрифуг, используемых для разделения суспензии с высоким содержанием твердых частиц на твердую и жидкую фазы. При обработке нефтешламов рабочая поверхность винтов подвергаются высокому абразивному износу частицами.

Порошок MetcoClad 52052 представляет с собой смесь 6:4 масс. сферического карбида вольфрама и металлической матрицы NiCrSiB. Лазерная наплавка комбинации сферических частиц карбида вольфрама и коррозионностойкой матрицы позволяет получить материал, обладающий высокой износостойкостью в условиях работы в средах с повышенными кислотностью и температурой.

В работе была проведена оптимизация параметров лазерной наплавки [5] порошка MetcoClad 52052 с целью получения износостойкого покрытия без внутренних дефектов. Так же был проведен структурно-фазовый анализ полученных образцов и измерены их механические свойства. Было исследовано влияние предварительного нагрева подложки до 500 °С на трещино- и порообразование. Микроструктурные исследования проводились при помощи растрового электронного микроскопа Zeiss EVO MA 15 в ИТПМ СО РАН.

Лазерная наплавка производилась при помощи иттербиевого волоконного лазера мощностью до 3 кВт и длиной волны излучения 1.07 мкм.

Порошки наплавлялись методом прямого лазерного выращивания на подложку из нержавеющей стали с размерами 50x50x5мм.

В работе варьировались такие параметры как мощность излучения, скорость сканирования, количество подаваемого через сопло порошка.

Оптическое исследование структуры полученных образцов проводилось на оптическом конфокальном микроскопе Olympus LEXT 3000.

Измерения микротвердости проводились по методу Виккерса на микротвердомере Wilson Hardness Group Tukon1102 с нагрузкой 300 г.

Износостойкость полученных образцов были исследованы при помощи трибометра Nanovea N50.

*Работа выполнена в рамках государственного задания № 121030900259-0 и с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН).*

1. Gu D.D., Meiners W., Wissenbach K., Poprawe R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms // Int. Mater. Rev. 2012. V. 57. P.133–164.
2. Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Филиппов А.А. Создание функционально-градиентного материала методом аддитивного лазерного сплавления // Прикладная механика и техническая физика. 2020. Т. 61, № 5 (363). С. 224–234.
3. Голышев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А. Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // Прикладная механика и техническая физика. 2019. Т. 60, № 4 (356). С. 194–205.

4. Фомин В.М., Гольшев А.А., Косарев В.Ф., Маликов А.Г., Оришич А.М., Филиппов А.А. Создание металлокерамических структур на основе Ti, Ni, WC и B<sub>4</sub>C с применением технологии лазерной наплавки и холодного газодинамического напыления. // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22, № 4. С. 5–15
5. Gulov M.A. Optimization of laser cladding parameters of nickel-based metal powder for creation a heat-resistant coating // Journal of Physics: Conference Series: International Conference on Beam Technologies and Laser Applications, BTLA - 2021 (St. Petersburg, 20 - 22 Sept. 2021). –S.l.: IOP Publishing, 2021. Vol. 2077 Pt. 1. –P. art. 012006.

**ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СООТНОШЕНИЯХ ПЛОТНОСТИ ИСХОДНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ**

Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Хорошко Е.С., Никонов С.Ю., Панфилов А.О.,  
Добровольский А.Р., Белобородов В.А., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Получение изделий из металлов и сплавов со сложной и неоднородной структурой с наличием компонентов с различными эксплуатационными характеристиками требует детального рассмотрения физических процессов, происходящих в материале в процессе формирования деталей. Особенно это важно при изготовлении композитных изделий методами аддитивных технологий, так как в данном случае особое значение имеют быстропроходящие процессы в ванне расплава, обусловленные высокой скоростью кристаллизации металлов при послойном нанесении. Одним из методов аддитивного производства с высокой неравновесностью процесса печати и возможностью плавного введения компонентов в ванну расплава с тонкой регулировкой их содержания является электронно-лучевая аддитивная технология. Для этого при печати применяется методика управляемого введения филаментов в ванну расплава от двух проволочных подаччиков с изначально рассчитанными объемами компонентов. С использованием такого метода возможно получение как слоистых композитов, биметаллических функционально-градиентных изделий, так и деталей с плавным переходом от одного компонента к другому [1-2]. При этом, несмотря на высокие скорости кристаллизации в условиях электронно-лучевой 3D-печати с проволочным филаментом, она всё равно намного ниже, чем при печати с использованием порошковых технологий. По этой причине при введении второго компонента в ванну расплава большое значение для подбора параметров печати имеют соотношения температуры плавления, плотности и взаимной растворимости основного материалов полиметаллической системы.

Для изучения влияния плотности и температуры плавления на структуру получаемых композитов в работе произведены исследования с получением образцов трех основных типов, на основе системы «медь М1 - сталь 12Х18Н9Т», «медь М1 - алюминиевый сплав АК12» и «алюминиевый сплав АК5-никелевый сплав Udimet 500». В первом случае получены образцы на основе компонентов с близкой плотностью, различной температурой плавления и отсутствием взаимной растворимостью, во втором случае – аналогичная ситуация, но с неограниченной растворимостью основных компонентов, а в третьем случае – плотность и температура плавления компонентов существенно различались. Образцы были получены на лабораторном оборудовании в ИФПМ СО РАН. Полученные результаты по структуре материалов первого типа свидетельствуют о достаточно равномерном распределении компонентов в структуре. В образцах второго типа обнаруживается расслоение компонентов из-за различий в плотности. Образцы третьего типа демонстрировали резко отличающуюся структуру с неоднородным распределением компонентов, основанным как на недогреве никелевого сплава, так и на избыточном разогреве второго, а также с различием по плотности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Utyaganova V., et al. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample // Materials Characterization. 2021. Vol. 172. P. 110867.
2. Shu X., Chen G., Liu J., Zhang B., Feng J. Microstructure evolution of copper/steel gradient deposition prepared using electron beam freeform fabrication // Materials Letters. 2018. Vol. 213. P. 374–377.

## ОКИСЛИТЕЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КАРБИДА (Ti, Zr, Hf)C ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 25-1200 °С

<sup>1</sup>Дедова Е.С., <sup>1,2</sup>Кулагин Н.Д., <sup>1</sup>Бурлаченко А.Г., <sup>1</sup>Нейман А.А., <sup>1</sup>Буякова С.П.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Карбиды переходных металлов, которые относятся к классу высокотемпературной керамики, способны работать при экстремально высоких температурах вследствие их высоких температур плавления [1]. При этом карбидная керамика характеризуется плохой стойкостью к окислению. Многокомпонентная керамика, стабилизированная энтропией, демонстрирует более высокие физико-механические свойства и улучшенную стойкость к окислению по сравнению с бинарными карбидами [2]. Однако на сегодняшний день остается открытым вопрос о механизмах окисления многокомпонентных высокотемпературных керамиках. Цель данной работы заключалась в изучении окисления керамики (Hf,Zr,Ti)C в температурном интервале до 1200 °С.

Порошковая система HfC–ZrC–TiC в эквимолярном соотношении смешивалась в планетарной мельнице в среде аргона. Керамические материалы были получены спеканием при температуре 1900 °С под давлением 35 МПа.

Для изучения структурно-фазовых превращений, происходящих на поверхности керамики (Hf,Zr,Ti)C в процессе нагрева, были проведены высокотемпературные рентгеновские *in situ* исследования в температурном интервале от 25 до 1200 °С на воздухе. Установлено, что при повышении температуры до 700 °С исследуемая керамика оставалась стабильной, на соответствующих рентгенограммах фиксировались дифракционные максимумы, принадлежащие твердому раствору (Hf,Zr,Ti)C с ГЦК структурой (рис. 1). Дальнейший рост температуры привел к появлению на дифрактограммах рефлексов оксидных фаз ZrTiO<sub>4</sub> и ZrO<sub>2</sub>. Повышение температуры до 1200 °С привело к повышению интенсивности и уменьшению полуширин рентгеновских максимумов, принадлежащих оксидам. Рефлексы, соответствующие твердому раствору (Hf,Zr,Ti)C, исчезли при температуре 900 °С.

Результаты термического анализа показали повышение массы ( $\Delta = 9,1\%$ ) образца выше 762 °С, что, вероятно, соответствует началу окисления керамических материалов (Ti,Zr,Hf)C.

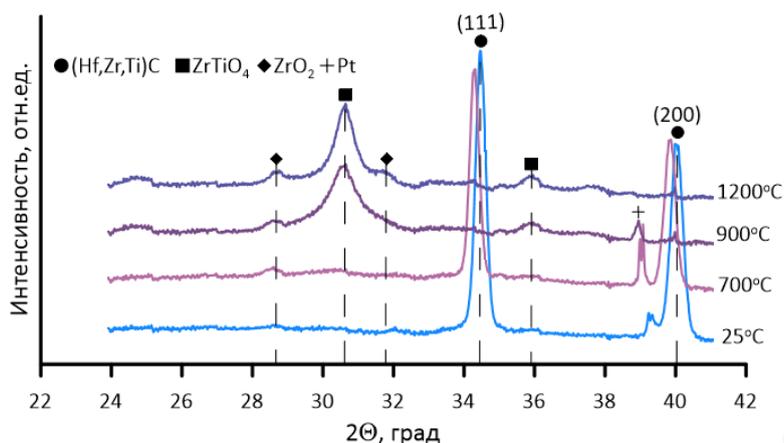


Рис. 1. Рентгенограммы керамики (Hf,Zr,Ti)C при различных температурах

Таким образом, в ходе выполнения работы изучено окислительное поведение керамического твердого раствора (Hf, Zr,Ti)C в температурном интервале от 25 до 1200 °С. Установлено, что керамика (Hf,Zr,Ti)C оставалась термически стабильной до 700 °С. Окисление материала начиналось при 762 °С и сопровождалось приростом массы образца на 9 %. Продуктами окисления являлись ZrTiO<sub>4</sub> и ZrO<sub>2</sub>.

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

1. Levine S.R. et al. Evaluation of ultra-high temperature ceramics for aero propulsion use // Journal of the European Ceramic Society. 2002. V. 22, №. 14-15. P. 2757–2767.
2. Wang H. et al. Oxidation behavior of high-entropy carbide ( $\text{Hf}_{0.2}\text{Ta}_{0.2}\text{Zr}_{0.2}\text{Ti}_{0.2}\text{Nb}_{0.2}\text{C}$ ) at 1400–1600° C // Ceramics International. 2021. V. 47, №. 8. P. 10848–10854.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ КЕРАМИКИ  
(Hf,Zr,Ti,Nb,Mo)C**<sup>1</sup>Дедова Е.С., <sup>1,2</sup>Кулагин Н.Д., <sup>1</sup>Бурлаченко А.Г., <sup>1</sup>Мировой Ю.А., <sup>1</sup>Буякова С.П.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Концепция высокой конфигурационной энтропии привлекает исследовательский интерес благодаря своему уникальному положению в разработке многокомпонентных материалов с простой структурой и новыми и функциональными свойствами [1, 2]. Энтропийный подход к формированию новых материалов отличается большой вариативностью, изменением набора исходных компонентов возможно получение широкого спектра многокомпонентных материалов с различными комплексами физико-механических свойств. Высокотемпературные многокомпонентные твердые растворы карбидов металлов по твердости, ударной вязкости, стойкости к окислению существенно превосходят однокомпонентные карбидные керамики. Превосходство материалов на основе многокомпонентных твердых растворов по ряду свойства однокомпонентные материалы в значительной мере обусловлено твердорастворным деформационным упрочнением и искажением кристаллической решетки [3].

Цель данной работы заключалась в получении, изучении структурно-фазового состояния и свойств многокомпонентной керамики (Hf,Zr,Ti,Nb,Mo)C.

Многокомпонентная керамика получена спеканием под давлением 35 МПа при температуре 1900 °С с изотермической выдержкой в течение 10 минут. Спеканию подвергалась порошковая смесь карбидов металлов TiC–ZrC–NbC–HfC–Mo<sub>2</sub>C в эквимольном соотношении. Смешивание порошков осуществлялось в планетарной мельнице в высокоэнергетическом режиме. Карбиды TiC, ZrC, NbC и HfC имели ГЦК структуру, ячейка Mo<sub>2</sub>C относилась к орторомбической сингонии.

Микроструктура образцов многокомпонентной керамики исследована посредством растровой электронной микроскопии. Твёрдость полученных образцов измерена индентированием алмазной пирамиды Берковича с нагрузкой 50 г в течение 10 секунд на приборе NanoIndenter G 200 (H). Модуль упругости (E) определен по диаграмме внедрения пирамиды Берковича.

Согласно данным рентгенофазового анализа, смешивание порошков в высокоэнергетическом режиме привело к образованию двухкомпонентного твердого раствора (Hf,Zr)C. Спекание порошковой смеси TiC–ZrC–NbC–HfC–Mo<sub>2</sub>C привело к формированию твердого раствора (Hf,Zr,Ti,Nb,Mo)C с ГЦК структурой. Параметр элементарной ячейки многокомпонентного твердого раствора 4.4681 Å. Плотность образцов многокомпонентной карбидной керамики в среднем составила 6,98 г/см<sup>3</sup>. Свойства спеченной керамики (Hf,Zr,Ti,Nb,Mo)C превосходят свойства исходных карбидов [4]. Твердость полученных образцов 53,6±1,7 ГПа, модуль упругости 856±25,7 ГПа.

*Работа выполнена при поддержке проекта Российского научного фонда №22-22-00805.*

1. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural Development in Equiatomic Multicomponent Alloys // Materials Science and Engineering: A. 2004. P. 375–377.
2. Buyakova S.P. et al. Phase evolution during entropic stabilization of ZrC, NbC, HfC, and TiC // Ceramics International. 2022. V. 48, №. 8. P. 11747–11755.
3. Akrami S. et al. High-entropy ceramics: Review of principles, production and applications // Materials Science and Engineering: R: Reports. 2021. V. 146. P. 100644.
4. Golla B.R. et al. Review on ultra-high temperature boride ceramics // Progress in Materials Science. 2020. V. 111. P. 100651.

## МНОГОУРОВНЕВЫЕ ПОВЕРХНОСТНЫЕ СТРУКТУРЫ НА КОНСТРУКЦИОННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДАМИ ИОННО-ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ

Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Федорищева М.В.,  
Калашников М.П., Воронов А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Нержавеющие стали характеризуются высокой твердостью, жаропрочностью, коррозионной стойкостью. Так, например, высокопрочная сталь переходного аустенитно-мартенситного класса ВНС-5 обладает хорошим сочетанием прочности, ударной вязкости и пластичности. Несмотря на улучшенные физико-механические характеристики стали ВНС-5, при эксплуатации изделий из такой стали в агрессивных условиях в сочетании с механическим воздействием, поверхность активно подвергается коррозии. Сохранить имеющиеся физико-механические свойства материала, а также увеличить его коррозионную стойкость возможно путем формирования на поверхности защитного покрытия. Способов нанесения покрытий, а также их разнообразия существует множество, но необходимо учесть, что полученное покрытие должно сохранить имеющиеся свойства материала подложки с параллельно возрастающей коррозионной стойкостью.

При выборе материала для покрытия исходили из свойств используемых материалов для покрытия, а также ранее проведенных нами исследований.

На основе полученного ранее научного задела определилась цель работы - создание мультислойных металлокерамических покрытий (Ni/Al-Si-N/Ni/Al-Si-O) с повышенной коррозионной стойкостью с использованием методов вакуумного плазменного осаждения (ионно-пучковая обработка и магнетронный метод осаждения), и изучение структуры и свойств полученного материала.

В качестве образцов – нержавеющая сталь марки ВНС-5. Мультислойные металлокерамические покрытия (Ni/Al-Si-N/Ni/Al-Si-O) формируются послойно в несколько этапов при помощи импульсного магнетронного распылительного устройства с использованием мишеней Al-Si и Ni в атмосфере азота-аргона, аргона и кислорода-аргона. Толщина каждого из слоев контролируется электрическими параметрами обработки и временем проведения процесса.

С помощью потенциостатических измерений установлено, что полученные мультислойные металлокерамические покрытия (Ni/Al-Si-N/Ni/Al-Si-O) (рис.1) обладают повышенной коррозионной стойкостью.

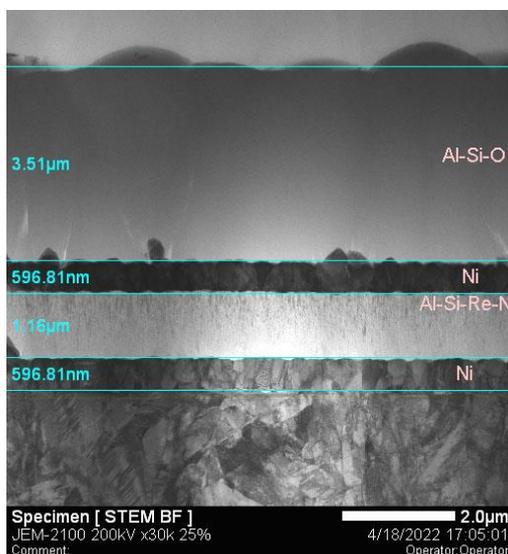


Рис. 1. Изображение поперечного сечения образца с покрытием

С помощью рентгеноструктурных и электронномикроскопических исследований мультислойных металлокерамических покрытий (Ni/Al-Si-N/Ni/Al-Si-O) с повышенной коррозионной стойкостью показано, что структура металлического слоя никеля (1 и 3 слой) является столбчатой микрокристаллической, второй слой (состоит из нитридов алюминия кремния) – нанокристаллическая столбчатая, а внешний оксидный слой (оксиды алюминия кремния) характеризуется аморфностью.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.*

**ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛОВ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПРИ ПОМОЩИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЖС6У**

Елисеев А.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Новым трендом в промышленности является использование многослойных разнородных материалов в конструкциях ответственного назначения. Данный тип материалов, называемый поли- и биметаллами, применяется в судостроении, авиакосмической отрасли, машиностроении и других отраслях промышленности. Биметаллы типа сталь-алюминий часто применяются в конструкциях, требующих одновременно высокой прочности, легкости и коррозионной стойкости с одной стороны, а также для сварки алюминия и стали через переходник. Получение таких биметаллов традиционными плавящими способами сварки осложнено возникновением на границе раздела хрупких интерметаллидов. Надежным решением может быть получение биметаллов сталь-алюминий при помощи сварки трением с перемешиванием.

Для получения таких биметаллов большинство исследователей производят стыковую сварку, что имеет свои ограничения. В частности, высокий износ инструмента, сложный подбор режима, образование слоя хрупких интерметаллидов. В целом, такие соединения отличаются низкой прочностью и высокой хрупкостью. Получение нахлесточных соединений в целом отличается лучшей перспективой для промышленного применения. Для инструмента создаются более щадящие условия, продлевающие его срок службы, поскольку соединение разнородных материалов происходит с более существенной нагрузкой, прилагаемой по другой оси. Кроме того, имеется возможность сварки через сталь. В случае нахлесточной сварки через алюминий, прочность соединения по большей части будет зависеть от суммарной площади поверхности контакта разнородных сред, то есть степени развитости поверхности раздела. Самый очевидный способ развития поверхности – увеличение погружения инструмента в материал подложки. Данный способ, однако, обладает такими недостатками, как повышение температуры сварки и быстрый износ инструмента. Более сложный способ включает в себя варьирование технологических параметров, в частности, увеличение аксиальной нагрузки на инструмент, что может улучшить адгезию инструмента и заготовки, обеспечив большую эффективность перемешивания.

Большой проблемой при получении таких материалов является быстрый износ рабочего инструмента. Наиболее часто исследователи применяют карбид вольфрама для изготовления инструмента, но при высоких нагрузках, которые могут обеспечить интенсивное перемешивание, данный материал довольно хрупок. Интересной перспективой в этом направлении обладают жаропрочные никелевые сплавы, например ЖС6У, который уже показал хорошие результаты при сварке титановых сплавов.

В данном исследовании ставится цель исследовать возможность применения никелевого суперсплава ЖС6У для получения биметаллов сталь-алюминий сваркой трением с перемешиванием. В качестве материалов для получения биметаллов использовался листовой прокат стали 12Х18Н10Т толщиной 2,5 мм и листовой прокат сплава АМг5 толщиной 2,5 мм. В процессе исследования подбирались технологические режимы для сварки, проводились механические испытания образцов биметаллов и анализировался износ рабочего инструмента.

*Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-4395.2022.4.*

## ПРИМЕНЕНИЕ ВОДЯНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ЗОНЫ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ ВТ6

Иванов А.Н., Тарасов С.Ю., Амиров А.И., Гусарова А.В., Чумаевский А.В.,  
Белобородов В.А., Рубцов В.Е., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сварка трением с перемешиванием (СТП) алюминиевых и титановых сплавов интересна с точки зрения получения неразъемных соединений материалов, отличающихся высокими показателями удельной прочности. Но при СТП подобных сплавов термомеханическое воздействие приводит к взаимной диффузии атомов алюминия и титана, приводящих к формированию интерметаллидных соединений различного типа [1]. Из-за динамической рекристаллизации и сдвиговых деформаций в материале формируемого соединения происходит измельчение зерен с формированием большого числа большеугловых границ, на которых диффундирующие атомы образуют частицы интерметаллидов. С увеличением интенсивности теплового воздействия объемная доля интерметаллидных фаз возрастает и образуются интерметаллидные прослойки, имеющие низкие механические свойства и связи с окружающим металлом, что приводит к разупрочнению соединения [2]. Одним из способов решения указанной проблемы является снижение интенсивности термического воздействия при сохранении интенсивности механического воздействия, т.е. применение эффективного способа охлаждения зоны сварки.

На экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН был опробован способ охлаждения, заключающийся в комбинированном погружении свариваемых материалов в водяную ванну проточного типа с одновременным охлаждением зоны обработки струей воды, подаваемой на сварочный инструмент (рис. 1). Полученные результаты свидетельствуют об изменении параметров процесса, требуемых для осуществления процесса сварки и о достижении повышенных механических свойств соединения за счет применения охлаждения.

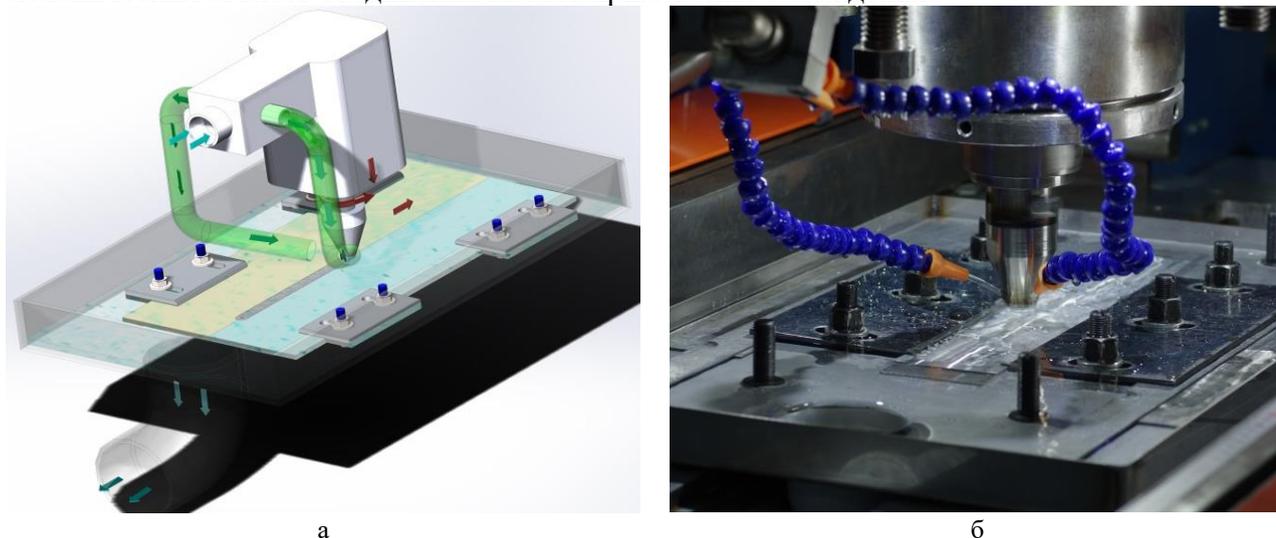


Рис. 1. Схема (а) и практическая реализация (б) способа охлаждения зоны сварки при СТП

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01601, <https://rscf.ru/project/22-29-01621/>.*

1. Kar A., et al. Multi-Length Scale Characterization of Microstructure Evolution and Its Consequence on Mechanical Properties in Dissimilar Friction Stir Welding of Titanium to Aluminum // Metallurgical and Materials Transactions A. 2019. V. 50. P. 5153–5173.
2. Pereira V.F., et al. Nanocrystalline structural layer acts as interfacial bond in Ti/Al dissimilar joints produced by friction stir welding in power control mode // Scripta Materialia. 2020. Vol. 174. P. 80–86.

## ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95Т С ИНТЕНСИВНЫМ ВОДЯНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ

Иванов А.Н., Тарасов С.Ю., Гусарова А.В., Амиров А.И., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) обеспечивает качественные изменения структуры и, как следствие, конечные свойства обработанных алюминиевых сплавов. Изменения связаны с параллельными процессами растворения и последующего выпадения из твердого раствора частиц вторичных фаз в характерных зонах обрабатываемого материала, связанными с тепловым и деформационным воздействием в процессе обработки. Выпадение частиц обычно преобладает в зоне термического или термомеханического влияния, а растворение – в зоне перемешивания [1]. Наличие крупных частиц вторичных фаз способствует разупрочнению материала и может быть устранено его последующей термообработкой, которая, в свою очередь, может обеспечить рост зерен материала и способствовать его разупрочнению. Одним из решений проблемы снижения прочности при ФПО является снижение температуры процесса путем внешнего охлаждения зоны обрабатываемого материала [2], при этом существенное снижение температуры может привести к формированию дефектов в структуре материала. На экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН были получены образцы из алюминиевого сплава В95Т, подвергнутого ФПО с погружением обрабатываемого материала в водяную ванну и одновременным внешним охлаждением зоны обработки струей воды, подаваемой на инструмент. Толщина материала составляла 3 мм, глубина внедрения инструмента 2,8 мм, скорость обработки 90 мм/мин, прочие параметры процесса варьировались (рис. 1).

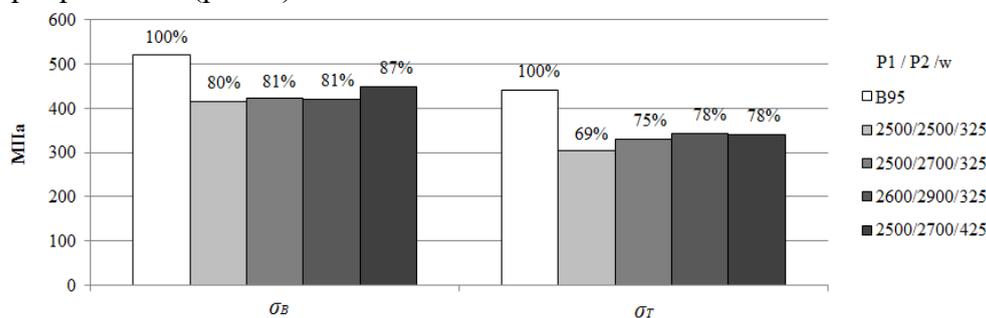


Рис. 1. Сравнение пределов прочности и текучести сплава В95 в исходном и обработанном состоянии: P1, P2 – усилие на инструменте при внедрении и сварке, кг; w – частота вращения инструмента, об/мин

Полученные результаты показывают, что фрикционная перемешивающая обработка с указанными параметрами процесса и интенсивным водяным охлаждением обрабатываемой зоны материала не приводит к формированию видимых объемных и поверхностных дефектов в его структуре, что свидетельствует о термомеханическом воздействии, достаточном для эффективной пластификации и переноса материала. По результатам испытаний образцов обработанного сплава на растяжение установлено, что повышение интенсивности воздействия за счет повышения усилия на инструменте и частоты его вращения позволяет достигнуть значений предела прочности и текучести материала, соответственно, 87% и 78% от значений для исходного сплава.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01601, <https://rscf.ru/project/22-29-01621>.*

1. Kalinenko A. et al. Influence of the weld thermal cycle on the grain structure of friction-stir joined 6061 aluminum alloy // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 178. P. 111202.
2. Singh V. P. et al. Mechanical and microstructural properties evolutions of various alloys welded through cooling assisted friction-stir welding: A review // *Intermetallics*. 2021. Vol. 133. P. 107122.

**КОМПЛЕКСНЫЙ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЙ  
ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕТОД УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ  
БОРИДАМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ**

Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Толкачев О.С., Петюкевич М.С.  
*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Бориды и борсодержащие материалы, в том числе и стали, нашли широкое применение в атомной энергетике, что обусловлено большим сечением захвата тепловых нейтронов у атомов бора [1]. Кроме этого, легированные изотопом  $^{10}\text{B}$  поверхности могут применяться для задач нейтронной физики, при создании детекторов нейтронов или для биологической защиты [2, 3]. Сдерживающими факторами широкого использования в промышленности существующих методик борирования являются длительность (несколько десятков часов) и высокая температура (1273–1473 К) процесса, формирование грубых включений боридов, снижающих механические свойства материала, низкий уровень экологичности, а, в отдельных случаях, взрывоопасность процесса.

Целью настоящих исследований является разработка основ комплексного электронно-ионно-плазменного метода борирования металлов и сплавов, сочетающего в различной последовательности напыление пленок бора и металла, облучение системы «пленка/подложка» интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследований использовали высокохромистую нержавеющую сталь марки 12X18H10T. Образцы имели форму пластинок размерами 10x10x5 мм. Перед модифицированием поверхность образцов механически шлифовали и полировали; после помещения в камеру установки и последующего вакуумирования – дополнительно кратковременно (15 мин.) очищали плазмой аргона. Процесс насыщения поверхностного слоя стали бором осуществляли на установке «КОМПЛЕКС». Предварительную обработку образцов осуществляли по следующей схеме: (1) облучение импульсным электронным пучком (18 кэВ, 20 Дж/см<sup>2</sup>, 50 мкс, 3 имп.) и (2) последующее плазменное борирование при температуре 1223 К в течение 3 часов. Формирование системы «пленка/подложка» осуществляли в три этапа. На первом этапе на подложку напыляли пленку бора толщиной 0,3 мкм, на втором - поверх пленки бора напыляли пленку циркония толщиной 1 мкм, на третьем – облучали систему «пленка (B)+пленка (Zr) / (сталь 12X18H10T) подложка» импульсным электронным пучком. Исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры системы «пленка (Zr+B) / (сталь 12X18H10T) подложка» проводили методами сканирующей (прибор SEM 515 Philips) и просвечивающей дифракционной (прибор JEOL JEM-2100F, Japan) электронной микроскопии. Твердость материала определяли по схеме Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н и нанотвердомере DUN-211S (Shimadzu, Japan) при нагрузке 10 мН. Исследование трибологических (коэффициент трения и параметр износа) характеристик материала осуществляли на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester (TRIBOtechnic, Франция).

Результаты, полученные при механических испытаниях модифицированного слоя стали 12X18H10T, выявили увеличение микротвердости более чем в 2 раза (до значения 5,4 ГПа). Трибологические испытания модифицированной стали выявили снижение параметра износа (увеличение износостойкости) в 15,4 раза, снижение коэффициента трения в 3,5 раза. Очевидно, что повышение механических и трибологических характеристик модифицированной стали обусловлено преобразованием структурно-фазового состояния материала.

Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в поверхностном слое стали относительное содержание бора 88 ат. %, циркония - 12 ат. %. Исследование дефектной субструктуры и фазовый анализ поверхностного слоя модифицированной стали, выполненное методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии фольг,

выявило формирование многослойной структуры (рис. 1). По морфологическому признаку можно выделить три слоя: поверхностный (слой 1), толщина которого (1-2) мкм; промежуточный слой (слой 2), толщина которого  $\approx 0,7$  мкм, и переходный слой (слой 3), толщина которого  $\approx 0,5$  мкм. Все три слоя имеют поликристаллическую структуру. Средние размеры кристаллитов в поверхностном слое (120-150) нм, в промежуточном слое (15-20) нм, в переходном слое (50-60) нм. В переходном слое кристаллиты формируют столбчатую структуру, что явно указывает на плавление слоя стали, контактирующего с напыленным слоем бора. Можно предположить, что формирование многослойной структуры обусловлено многоэтапным характером обработки стали: слои 2 и 3 сформировались в результате предварительной обработки стали, слой 1 – на заключительном этапе в результате облучения системы «пленка/подложка» импульсным электронным пучком.

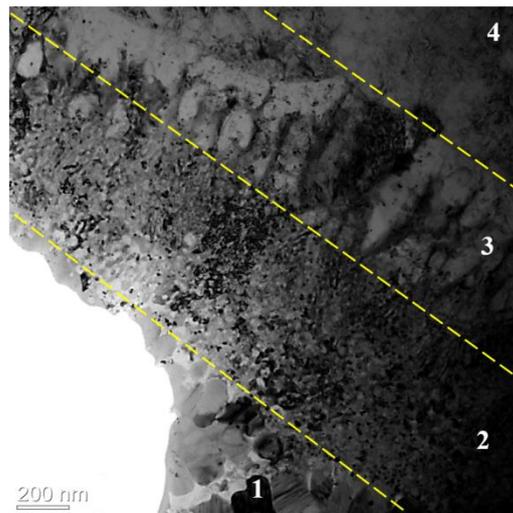


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного модифицированного слоя стали 12X18H10T

Таким образом, комплексное высокоскоростное модифицирование поверхностного слоя стали 12X18H10T, сочетающее в различной последовательности плазменное борирование, напыление пленок бора и циркония, облучение интенсивным импульсным электронным пучком, позволило многократно увеличить износостойкость и микротвердость стали, что обусловлено формированием многослойного многофазного субмикронанокристаллического поверхностного слоя, упрочненного частицами второй фазы.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.*

1. Ворошнин Л.Г., Ляхович Л.С. Борирование стали. Москва: Металлургия. – 1978.
2. Polo M.C., Martinez E., Esteve J., Andujar J. Micromechanical Properties of BN and B–CN Coatings Obtained by RF Plasma-Assisted CVD // *Diam. Relat. Mater.* 1999. V. 8. P. 423–27.
3. Eaglesham D.J., Stolk P.A., Gossmann H.J., Poate J.M. Implantation and transient B diffusion in Si: The source of the interstitials // *Appl. Phys. Lett.* 1994. V. 65 2305–2307.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО АЗОТИРОВАНИЮ В ПЛАЗМЕ ГАЗОВОГО РАЗРЯДА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ

Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Лопатин И.В., Петрикова Е.А., Шугуров В.В.,  
Толкачев О.С., Петюкевич М.С.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Расширяя концепцию получения и использования материалов с высокой энтропией (ВЭС), были предложены нитридные покрытия на основе высокоэнтропийных сплавов [1]. Эти высокоэнтропийные соединения иногда относят к отдельному семейству ВЭС [2]. Однако, как отмечено в [3], данные материалы являются не металлическими сплавами, а металлоподобными соединениями, в которых металлические связи между атомами металлов сосуществуют с ионно-ковалентными связями между атомами металла и неметалла. Для получения покрытий на основе нитридов ВЭС наиболее часто применяют PVD (physical vapor deposition) методы вакуумно-дугового осаждения и реактивного магнетронного напыления с использованием мишеней из ВЭС [4, 5].

Целью настоящей работы являлся анализ закономерностей, выявленных при исследовании структуры и свойств многослойной нанокристаллической пленки ВЭС толщиной до 5 мкм, сформированной на металлической подложке и подвергнутой азотированию в плазме газового разряда низкого давления электронно-ионными методами. Пленка ВЭС была сформирована в результате электродугового с плазменным ассистированием независимого распыления катодов следующих металлов: Ti, Al, Cu, Nb, Zr. Для эффективного нагревания подложки при азотировании использована электронная компонента плазмы разряда. Воздействие низкоэнергетичных (десятки эВ) электронов плазмы разряда с плотностями тока до десятков А/см<sup>2</sup> в минимальной степени производит травления поверхности материала, однако и не обеспечивает ее очистки. Следовательно, для обеспечения нагревания образцов и эффективной очистки их поверхности необходимо чередование воздействия на нее электронной и ионных компонент плазмы разряда. Такой режим обработки изделий назван «элионным», то есть включающим воздействие как электронной, так и ионной компонент плазмы несамостоятельного дугового разряда с накаливаемым катодом [6]. Азотирование осуществляли при температурах 1023 К в течение (1 и 3) часов. Температура образцов регулировалась коэффициентом заполнения электронной фазы.

Установлено, что пленка ВЭС перед азотированием являлась многослойным аморфно-кристаллическим материалом с чередующимся расположением слоев с нанокристаллической (2-3 нм) и аморфной структурой. Толщина слоев изменялась в пределах (12-23) нм. Показано, что слои с аморфной структурой обогащены атомами меди. Азотирование пленки ВЭС, напыленной на подложку из сплава ВТ1-0, приводит к формированию многофазного материала (рис. 1). Анализ рентгенограммы позволил выявить дифракционные максимумы  $\alpha$ -Ti (подложка), нитридов титана состава TiN и Ti<sub>2</sub>N, а также нитрида алюминия состава AlN. Суммарное относительное содержание в покрытии нитридных фаз 50,4 мас.%. Азотирование ВЭС при температуре 1023 К приводит к кристаллизации аморфной составляющей пленки ВЭС, наличие которой было обнаружено в пленке ВЭС перед азотированием. Следует также отметить отсутствие в азотированном ВЭС нитридов ниобия и циркония. Обсуждая этот факт, можно предположить, во-первых, что относительно содержание данных нитридов мало, во-вторых, что нитриды данных фаз имеют наноразмерную структуру, и, в-третьих, что данные элементы (Nb, Zr) входят в состав выявленных методами РФА нитридов титана и алюминия. Следует ожидать, что медь располагается в атомарном состоянии на границах кристаллитов нитридной фазы.

Показано, что твердость пленки ВЭС, азотированной при температуре 1023 К (3 часа), составляет (18-19) ГПа, параметр износа (величина обратная износостойкости)  $0,9 \cdot 10^{-7}$

мм<sup>3</sup>/Н\*м, коэффициент трения 0,24. Отметим, что твердость нитридного покрытия на основе данного ВЭС, сформированного при осаждении на подложку газо-металлической плазмы, составляет 49,8 ГПа, параметр износа  $90 \cdot 10^{-7}$  мм<sup>3</sup>/Н\*м, коэффициент трения 0,19.

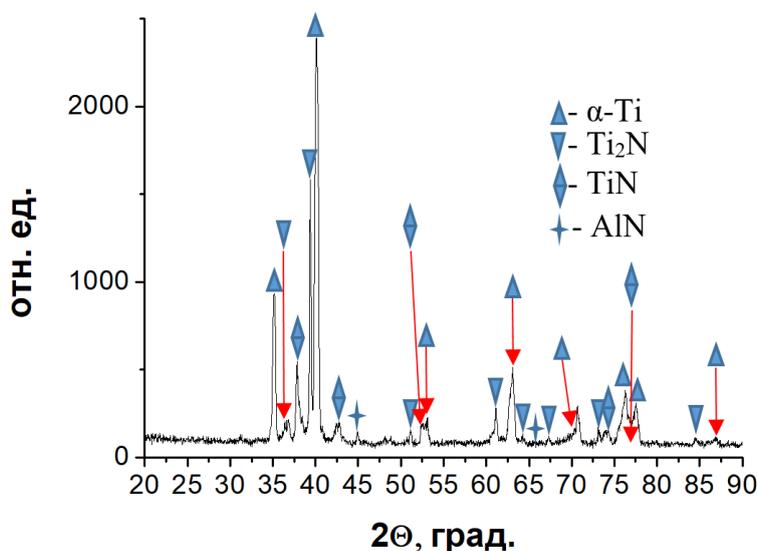


Рис. 1. Фрагмент рентгенограммы, полученной с пленки ВЭС, подвергнутой азотированию элионным методом при температуре 1023 К, 3 час.; подложка из технического чистого титана марки ВТ1-0

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.*

1. Lai Ch.-H., Lin S.-J., Yen L.-W., Chang Sh.-Y. Preparation and characterization of AlCrTaTiZr multi-element nitride coatings // Surf. Coat. Technol. 2006. V. 201, N 6. P. 3275–3280.
2. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Mater. 2017. V. 122. P. 448–511.
3. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 8. С. 807–841.
4. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якушенко И.И., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе // Успехи химии. 2014. Т. 83. № 11. С. 1027–1061.
5. Горбань В.Ф., Андреев А.А., Шагинян Л.Р., Фирстов С.А., Карпец М.В., Даниленко Н.И. Высокоэнтропийные покрытия – структура и свойства // Сверхтвердые материалы. 2018. № 2. С.19–36.
6. Akhmadeev Y.N., Ivanov Y.F., Krysin O.V., Lopatin I.V., Petrikova E.A., Rygina M.E. Electron-ion-plasma modification of carbon steel // High Temperature Material Processes. 2021. 25(1). P. 47–55.

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА**

Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) в настоящее время являются одним из наиболее перспективных, активно исследуемых как в России, так и за рубежом, материалов, обладающих уникальным сочетанием механических, физических, трибологических и т.д. свойств [1, 2]. Менее исследованным остается направление, связанное с получением и изучением структуры и свойств пленок ВЭС, а также твердых и сверхтвердых покрытий на основе ВЭС [3]. Целью настоящей работы являлся анализ закономерностей, выявленных при исследовании структуры и свойств многослойной керамики на основе высокоэнтропийного сплава, сформированной в виде тонких (толщиной до 5 мкм) покрытий на металлической подложке при осаждении многоэлементной металлической плазмы в среде азота. Металлическая плазма была сформирована в результате электродугового с плазменным ассистированием независимого распыления катодов следующих металлов: Ti, Al, Cu, Nb, Zr. В результате выполненных исследований выявлен режим осаждения, позволяющий формировать сравнительно тонкие (до 5 мкм) твердые ( $\approx 50$  ГПа) покрытия на основе нитридов ВЭС неэквивалентного состава. Методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что покрытия являются многослойными образованиями, имеют наноразмерную (5-10 нм) аморфно-кристаллическую структуру (рис. 1). Кристаллическая составляющая покрытий имеет кубическую гранцентрированную кристаллическую решетку, аналогом которой является нитрид ниобия состава  $Nb_{0.88}N$  с параметром кристаллической решетки 0,44588 нм.

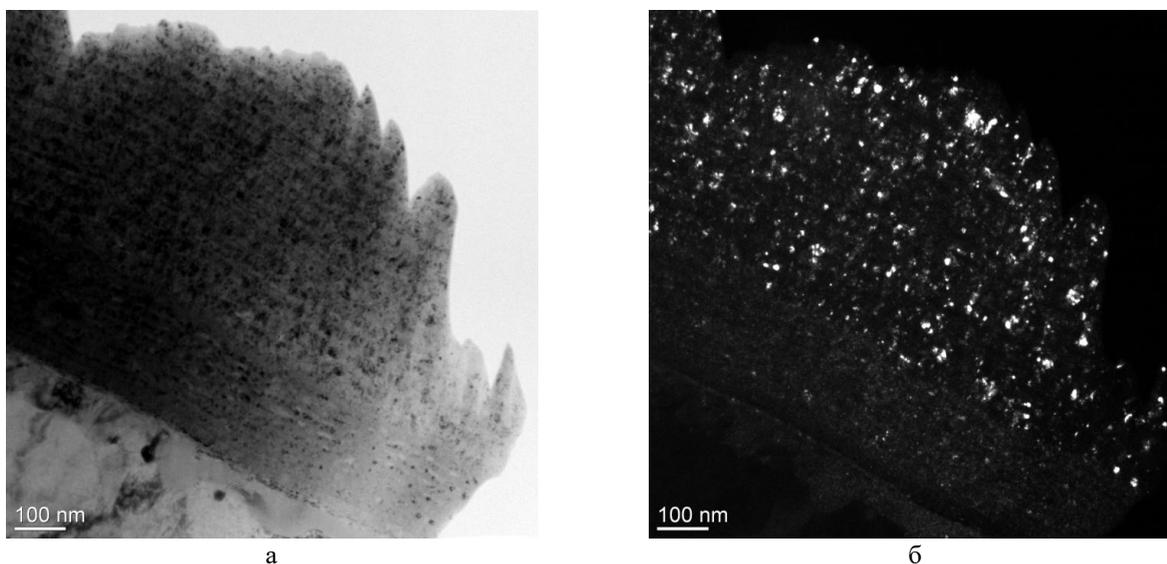


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры керамического покрытия, сформированного на подложке ВТ1-0; светлое поле (а) и темное поле, полученное в рефлексе  $[002]Nb_{0.88}N$  (б)

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-19-00183, <https://rscf.ru/project/19-19-00183/>.*

1. Pickering E.J., Jones N.G. High-entropy alloys: a critical assessment of their founding principles and future prospects // *International Materials Reviews*. 2016. Vol. 61, № 3. P. 183–202.
2. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of High-Entropy Alloys. Springer Nature Switzerland AG. – 2021. – 110 с.
3. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.И., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе // *Успехи химии*. 2014. Т. 83. № 11. С. 1027–1061.

**МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВЫ МИКРОДУГОВЫХ ЦИНК-КРЕМНИЙ-СОДЕРЖАЩИХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ**<sup>1,2</sup>Казанцева Е.А., <sup>1</sup>Комарова Е.Г., <sup>1</sup>Глухов И.А., <sup>1,2</sup>Химич М.А.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе выполнены исследования микроструктуры, фазового и элементного составов цинк-кремний-содержащих кальций-фосфатных (Zn-Si-Ca-P) биопокровов, сформированных методом микродугового оксидирования (МДО) на поверхности титана. Нанесение покрытий проводили методом МДО в импульсном потенциостатическом режиме при следующих параметрах: длительность импульсов – 100 мкс, частота импульсов – 50 Гц, длительность обработки – 10 мин, величина приложенного анодного напряжения варьировали в диапазоне 150-400 В с шагом 50 В. Был использован электролит следующего состава:  $\text{H}_3\text{PO}_4$  (27 мас.%),  $\text{CaCO}_3$  (7 мас.%),  $\text{Ca}_{9,5}\text{Zn}_{0,5}(\text{PO}_4)_{5,5}(\text{SiO}_4)_{0,5}(\text{OH})_2$  (5 мас.%), остальное –  $\text{H}_2\text{O}$ .

Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) показано, что при осаждении методом МДО при различном приложенном напряжении во всех Zn-Si-Ca-P покрытиях формируется сложная иерархическая структура. На границе раздела с подложкой формируется тонкий (менее 100 нм) оксидный подслои, затем наносится основной Ca-P слой толщиной 20-130 мкм, содержащий многочисленные разветвленные поры и поровые каналы, неоднородно распределённые по толщине, а в поверхностном слое формируются сфероидальные структурные элементы (сферами) с внутренними порами и поры в пространствах между сферами. С увеличением анодного напряжения происходило увеличение толщины покрытия от 15 до 135 мкм, шероховатости поверхности  $Ra$  от 2 до 8 мкм и размеров структурных элементов. Кроме того, на поверхности покрытий частично разрушались сферы, в разрешенных полусферах формировались пластинчатые кристаллы длиной до 15 мкм, а в структуре покрытий на границе с подложкой формировались локальные макропоры размером 15-30 мкм. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии выявлен следующий элементный состав покрытий: O (63,9 – 72,5 ат.%), P (12,0 – 16,6 ат.%), Ti (3,2 – 14,9 ат.%), Ca (2,5 – 15,5 ат.%), Si (0,2 – 0,4 ат.%), Zn (0,2 – 0,4 ат.%). При этом поверхность покрытий, нанесенных при напряжениях 250 В и ниже, характеризуется однородным распределением элементов. В то время как на поверхности покрытий, нанесенных при напряжениях 300 В и выше, присутствовали локальные участки разрушенных полусфер, содержащих пластинчатые кристаллы, для которых характерно более высокая концентрация Ca и уменьшенное количество Ti, чем в остальных областях покрытия. В результате этого, на поверхности данных покрытий наблюдалось увеличение концентрации Ca в 4 раза до 9,8 ат.% и снижение концентрации Ti в 3,4 раза до 3,2 ат.%. При этом концентрация O, P, Si и Zn на поверхности покрытий оставалась неизменной. Следует отметить, что при переходе от нижних слоев к верхним слоям покрытий элементы имели схожее распределение по толщине всех сформированных покрытий: снижение концентрации Ti в 1,5 раза, увеличение количества Ca в 1,5-6,2 раз, неизменная концентрация O, P, Zn, и Si.

Рентгенофазовый анализ (РФА) показал, что повышение анодного напряжения от 150 до 400 В приводит к структурно-фазовой трансформации Zn-Si-Ca-P покрытий из аморфного состояния в аморфно-кристаллическое с увеличением доли кристаллической фазы  $\text{CaHPO}_4$  от 10 до 87 об.%. Для покрытий, сформированных при напряжениях МДО 300 В и выше, содержащих более 68 об.% кристаллической фазы  $\text{CaHPO}_4$  было выполнено уточнение по Ритвельду, которое показало, что фаза  $\text{CaHPO}_4$  кристаллизуется в триклинной сингонии с параметрами элементарной ячейки:  $a = 0,688 - 0,692$  нм,  $b = 0,695 - 0,697$  нм,  $c = 0,660 - 0,662$  нм,  $\alpha = 96,38^\circ - 96,46^\circ$ ,  $\beta = 91,70^\circ - 92,03^\circ$ ,  $\gamma = 76,05^\circ - 76,38^\circ$ . Однако, увеличение приложенного напряжения и, как следствие, объемной доли фазы  $\text{CaHPO}_4$  в покрытиях, не повлияло на величину микронапряжений второго рода ( $\Delta d \times d^{-1}$ ) и на размер областей когерентного рассеяния, которые составили соответственно  $3,7 \times 10^{-3} - 6,0 \times 10^{-3}$  и 12 –

20 нм.

Результаты исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показали, что микроструктура Zn-Si-Ca-P покрытий, сформированных при различных величинах приложенного напряжения, находится в аморфно-кристаллическом состоянии. На микродифракционных картинах покрытий наблюдались как размытые диффузные гало, соответствующие структуре ближнего порядка, так и слабоинтенсивные точечные рефлексы, от кристаллических фаз  $\text{CaHPO}_4$ ,  $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ ,  $\alpha\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ ,  $\text{TiO}_2$  в модификации анатаз. На светлопольных и темнопольных ПЭМ изображениях наблюдалась преимущественно малоконтрастная однородная микроструктура, включающая отдельные нанокристаллиты ( $\leq 100$  нм) и субмикронные (от 100 до 300 нм) кристаллиты данных фаз.

Таким образом, показано, что увеличение приложенного напряжения при формировании Zn-Si-Ca-P покрытий методом МДО приводит к морфологическим и структурно-фазовым трансформациям на поверхности и в структуре покрытий. Благодаря содержанию в составе покрытий таких элементов как Zn и Si в микроколичестве (0,4 ат.%) данные покрытия могут стимулировать остеоинтеграцию и оказывать местное противовоспалительное действие. Тем не менее, требуются дальнейшие исследования смачиваемости, цитотоксичности и антибактериальной активности Zn-Si-Ca-P покрытий.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0007.*

**МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ ИЗДЕЛИЙ  
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА**

Калашников К.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные технологии в настоящее время все активнее внедряются в производственные процессы крупных предприятий авиационной и ракетно-космической отраслей промышленности. В связи с этим, множество ученых по всему миру продолжают изучать различные аспекты формирования изделий аддитивного производства для достижения требуемых значений эксплуатационных характеристик. Для получения крупногабаритных изделий из титанового сплава ВТ6 одним из наиболее перспективных методов является электронно-лучевое аддитивное производство с использованием проволочного сырья. Данный метод характеризуется высокой производительностью, однако часто механические характеристики полученных таким образом сплавов ниже требуемых значений. В данной работе были проведены испытания на статическое растяжение крупногабаритных «стенок» из сплава ВТ6 с использованием образцов в форме лопаток двух типоразмеров (рис. 1а), чтобы изучить особенности деформационного поведения аддитивных изделий.

Проведенные испытания показали, что образцы типоразмера 1 демонстрируют более высокие механические характеристики аддитивного материала при растяжении (рис. 1б). При этом наблюдается тенденция к снижению предела прочности материала с ростом стенки. Это обусловлено тем, что при увеличении расстояния от наносимого слоя до подложки в процессе печати приводит к уменьшению интенсивности отвода тепла. Поскольку в нижней части стенки тепло отводится преимущественно через подложку, вблизи нее формируются более мелкие зерна первичной  $\beta$ -фазы. При удалении от подложки размер зерен начинает увеличиваться в связи с возрастанием роли радиационного охлаждения, которое является менее эффективным, что и приводит к снижению получаемых свойств. В тоже время образцы типоразмера 2 демонстрируют в целом более низкие механические характеристики, причем по всей высоте стенки они примерно одинаковы и тенденции к снижению свойств с ростом образца не наблюдается. Это связано с тем, что при таком масштабе испытательных образцов размер зерен первичной  $\beta$ -фазы оказывает меньшее влияние на деформационное поведение материала при растяжении.

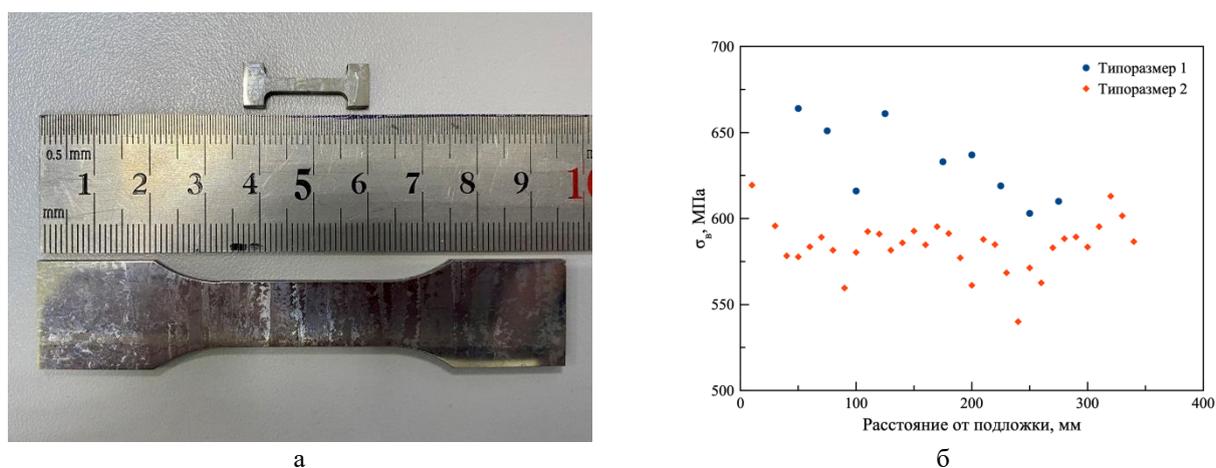


Рис. 1. Образцы типоразмера 1 (снизу) и типоразмера 2 (сверху) для испытаний на растяжение (а) и сравнительная диаграмма предела прочности материала образцов на разном расстоянии от подложки (б)

*Исследование структуры сплава ВТ6 выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0004, исследование механических характеристик полученных образцов выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90009.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА ТИТАНОВОГО ШАР-БАЛЛОНА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛАП

Калашников К.Н., Николаева А.В., Черемнов А.М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Титановые сплавы являются одним из ключевых конструкционных материалов благодаря их высокой удельной прочности и коррозионной стойкости, что позволяет использовать их при изготовлении деталей летательных аппаратов, реактивных двигателей и других целей. Благодаря их использованию удается значительно снизить вес изделий, что также способствовало внедрению титановых сплавов и в разработку космических аппаратов. Наиболее известным применением титанового сплава ВТ6 в космических аппаратах является изготовление топливных шар-баллонов высокого давления. Однако традиционно, в зависимости от размеров изделия, они изготавливаются либо методами механической обработки, что влечет за собой формирование большого количества трудно-перерабатываемой титановой стружки, либо методами формования, которые являются многостадийными процессами, включающими изготовление пресс-формы необходимых размеров, проведение обработки давлением, механической и термомеханической обработки. Для упрощения и ускорения процесса изготовления шар-баллонов можно использовать аддитивные методы, в частности, метод проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП), который позволяет изготавливать крупногабаритные заготовки, требующие минимальной механической обработки. В данной работе рассмотрена структура экспериментального образца шар-баллона из сплава ВТ6 объемом 5 л.

Ввиду сложной траектории 3D-печати, макроструктура аддитивного шар-баллона из сплава ВТ6 представлена крупными зернами первичной  $\beta$ -фазы, вытянутыми в направлении основания полусферы, под углом от  $30^\circ$  до  $60^\circ$ , причем при удалении от основания полусферы угол наклона оси роста зерен становится острее, что свидетельствует об изменении условий отвода тепла. Ширина зерен варьируется на разных участках образца, и может составлять от 250 мкм до 10 мм. Внутри зерен первичной  $\beta$ -фазы микроструктура сплава представлена преимущественно структурой Видманштеттена, представляющая собой структуру типа корзиночного плетения пластин  $\alpha$ -фазы. При этом вблизи зернограницной  $\alpha$ -фазы (границ первичных  $\beta$ -зерен) структура представлена крупными  $\alpha$ -колониями (рис. 1). Такая структура способствует тому, что материал при испытаниях на растяжение демонстрирует низкие механические характеристики (средний предел прочности  $607 \pm 28$  МПа). В связи с этим, необходимы дальнейшие эксперименты по оптимизации процесса получения шар-баллонов высокого давления методом ЭЛАП.

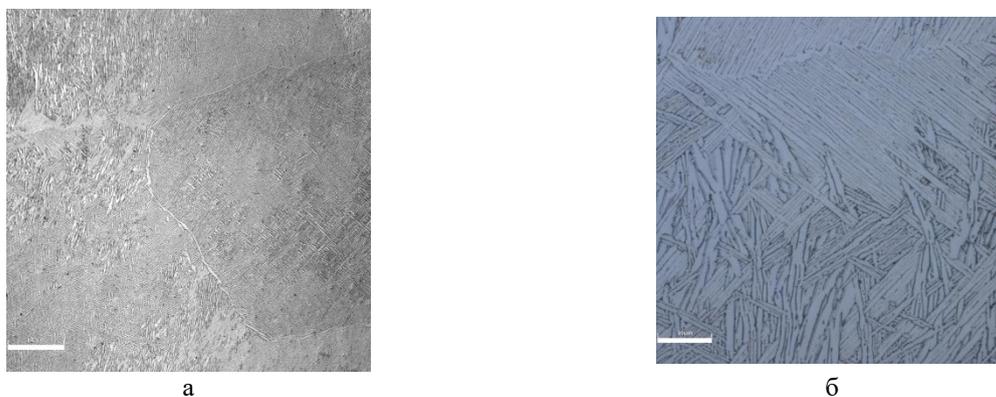


Рис. 1. Структура шар-баллона из титанового сплава ВТ6 при увеличении  $\times 20$  (а) и  $\times 100$  (б)

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ДИАТОМИТА ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Кашин А.Д., Седельникова М.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время существует несколько видов биосовместимых материалов для производства медицинских имплантатов, среди которых все большее внимание привлекают металлические биорезорбируемые материалы. Магний является одним из самых популярных в последнее время металлов, обладающих способностью к биодеградации [1]. Следует также отметить, что модуль упругости магния сопоставим с модулем упругости человеческой кости, что снижает риск экранирования – деградации кости в результате принятия имплантатом на себя механической нагрузки, что характерно для титановых имплантатов с высоким модулем упругости. Кроме того, при использовании биоинертных материалов, таких как титановые сплавы и нержавеющая сталь в качестве имплантатов необходимы повторные операции по извлечению имплантата, отслужившего свой срок. Это может стать причиной различных воспалительных и инфекционных процессов. Способность магния и сплавов растворяться в организме человека позволяет исключить необходимость в повторном оперативном вмешательстве. Недостатком магниевых сплавов является их слишком низкая коррозионная стойкость, особенно при воздействии механических нагрузок. Внутренняя среда организма достаточно реактивна, так как содержит хлорид натрия, плазму, белки и аминокислоты. Но выделяющиеся при разложении магниевое имплантата легирующие элементы и газообразные продукты  $H_2$ , оказывают негативное влияние на биосовместимость материала [2]. Модификация поверхности магниевое сплава является перспективным путем решения данной проблемы. Покрытия, нанесенные методом микродугового оксидирования (МДО), являются наиболее перспективными, поскольку защищают имплантат от слишком быстрого растворения под воздействием физиологической среды человека, а также активируют процессы остеоинтеграции [3]. МДО – это сложный процесс, включающий плазмохимические и электрохимические реакции. В этом процессе сочетаются электрохимическое окисление металлической подложки и воздействие на нее микродуги под высоким напряжением, в растворе электролита, что приводит к образованию защитного слоя на поверхности обрабатываемого металла [4]. Существует ряд факторов, влияющих на конечные физико-химические и функциональные характеристики микродугового покрытия – напряжение процесса, частота следования импульсов, плотность тока в процессе нанесения, химический состав электролита, подложки и др. [5]. В рамках данной работы основной задачей было создание новых покрытий на основе диатомита на магниевом сплаве МА2-1пч методом МДО, исследование их структуры, морфологии, фазового состава и физико-химических свойств. Диатомит – осадочная порода биогенного происхождения, состоящая из скелетов диатомей и радиолярий – одноклеточных водорослей. Основную часть диатомита составляет аморфный кремнезем  $SiO_2 \cdot nH_2O$  (опал) различной степени гидратации. В состав электролита для нанесения покрытий входили следующие компоненты: NaOH,  $Na_2SiO_3$ , NaF и порошок диатомита в количестве 10 г/л. Пластинки из сплава МА2-1пч размером  $10 \times 10 \times 1$  мм<sup>3</sup> были использованы в качестве образцов для проведения экспериментов. Покрытия наносились с помощью установки «Micro Arc 3.0» в ИФПМ СО РАН, г. Томск.

На рис. 1 представлены СЭМ-изображения (снятые на приборе LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) в ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН, г. Томск) исходного порошка диатомита (рис. 1а) и покрытий на его основе, полученных методом МДО (рис. 1 б,в). На микрофотографиях покрытий видно, что они имеют пористую структуру. Мелкие поры (до 1 мкм) образуются в результате частичного сплавления сетчатых панцирей диатомей в основную матрицу покрытия. Также на поверхности покрытий можно наблюдать включения

обломков диатомей. По мере увеличения напряжения процесса МДО от 350 до 500 В наблюдалось объединение мелких пор размером до 1 мкм в более крупные размером от 1 до 16 мкм, и снижение общей пористости покрытий.

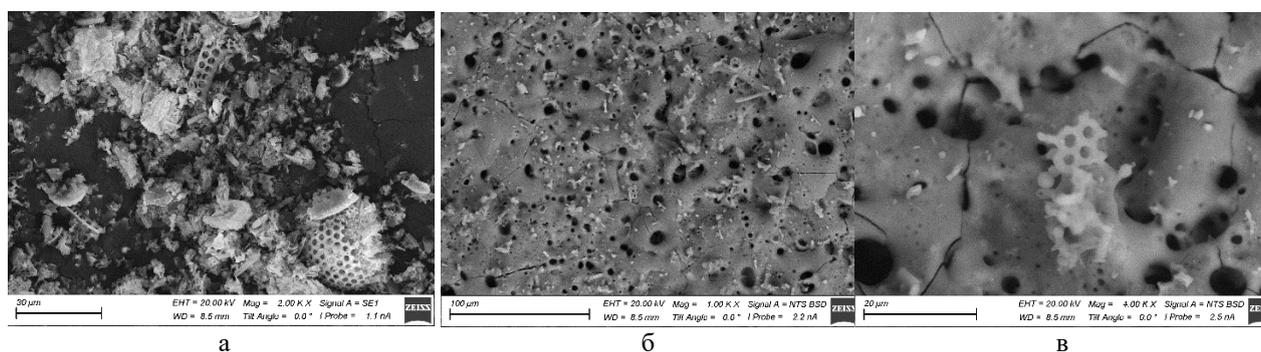


Рис. 1. СЭМ-изображения исходного диатомита (а) и поверхности микродугового покрытия на основе диатомита на сплаве МА2-1пч, нанесенного при напряжении процесса 400 В – увел. 1000х (б), увел. 4000х (в)

В ходе рентгенофазового анализа (ДРОН-7, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск) было установлено, что покрытия обладают аморфно-кристаллической структурой. Было также выявлено, что в процессе синтеза покрытий в результате взаимодействия подложки с компонентами электролита формируется новая кристаллическая фаза – форстерит ( $Mg_2SiO_4$ ). Наибольшее количественное содержание данной фазы наблюдалось в покрытии, нанесенном при напряжении МДО в 400 В. С увеличением напряжения процесса МДО до 450–500 В в покрытиях увеличивалось содержание аморфной фазы, т.к. интенсивность дифракционных максимумов снижалась и их количество уменьшалось.

Были проведены исследования иммерсионным методом скорости биорезорбции образцов чистого сплава и сплава с покрытиями. Образцы выдерживали в течение 11 дней в условиях, симулирующих внутреннюю среду тела человека (в 0.9% растворе NaCl при температуре 37°). Было выявлено, что скорость биорезорбции магниевого сплава в сравнении с покрытыми образцами резко увеличилась после 5 суток эксперимента. По завершении эксперимента потери массы образцов с покрытиями, нанесенными при различных напряжениях, были примерно одинаковыми и составляли 1.4–2.3 %. Для образцов магниевого сплава потери массы составляли 5%. Образец с покрытием, нанесенным при напряжении в 400 В, продемонстрировал наименьшую скорость растворения, что можно объяснить наиболее высоким содержанием кристаллической фазы форстерита. Это указывает на то, что скорость биорезорбции покрытий в значительной мере зависит от их фазового состава.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW- 2021-0007.*

1. Wang J.-L., Xu J.-K., Hopkins C., Chow D. H.-K., Qin L. Biodegradable Magnesium-Based Implants in Orthopedics—A General Review and Perspectives // *Advanced Science*. 2020. V. 7. 1902443. DOI:10.1002/advs.201902443.
2. Sedelnikova M.B., Sharkeev Y.P., Tolkacheva T.V., Khimich M.A., Bakina O.V., Fomenko A.N., Kazakbaeva A.A., Fadeeva I.V., Egorin V.S., Gnedkov S.V., Schmidt J., Loza K., Prymak O., Epple M. Comparative Study of the Structure, Properties, and Corrosion Behavior of Sr-Containing Biocoatings on Mg0.8Ca // *Materials*. 2020. V. 13. 1942. DOI:10.3390/ma13081942.
3. Sun H., Yang Y., Yu L., Liu K., Fei Y., Guo C., Zhou Y., Hu J., Shi L., Ji H. Inhibition of Inflammatory Response and Promotion of Osteogenic Activity of Zinc-Doped Micro-Arc Titanium Oxide Coatings // *ACS Omega*. 2022. V. 7. P. 14920–14932. DOI:10.1021/acsomega.2c00579.
4. Simchen F., Sieber M., Kopp A., Lampke T. Introduction to plasma electrolytic oxidation—an overview of the process and applications // *Coatings*. 2020. V. 10. 628. DOI:10.3390/coatings10070628.
5. Dziaduszevska M., Shimabukuro M., Seramak T., Zielinski A., Hanawa T. Effects of Micro-Arc Oxidation Process Parameters on Characteristics of Calcium-Phosphate Containing Oxide Layers on the Selective Laser Melted Ti13Zr13Nb Alloy // *Coatings*. 2020. V. 10. 745. DOI:10.3390/coatings10080745.

## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

<sup>1</sup>Клименов В.А., <sup>2</sup>Колубаев Е.А., <sup>3</sup>Клопотов А.А., <sup>2</sup>Чумаевский А.В., <sup>2</sup>Рубцов В.В., <sup>1</sup>Хань Ц.,  
<sup>1</sup>Батрагин А.А., <sup>1</sup>Стрелкова И.Л., <sup>2</sup>Химич М.А., <sup>2</sup>Никонов С.Ю.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

В связи с тем, что аддитивные технологии (АТ) с применением титановых сплавов всё шире осваиваются в различных отраслях экономики, вопросы надёжности работы изделий, особенно условиях экстремальных и сложных воздействий, требуют понимания работоспособности формируемого материала, приобретающего специфические структуру и свойства, как правило, отличающиеся от полученных традиционными методами [1-3]. Известно, что характерные уровни скоростей охлаждения для большинства традиционных методов могут находиться в диапазоне значений  $48 - 4 \cdot 10^{-3}$  K/s [1], и при этом происходят существенные изменения в структуре и свойствах формирующегося материала. В аддитивных технологиях температурный градиент достигает значений  $10^6$  K/cm, а скорости охлаждения расплава могут находиться в диапазоне  $10^3 - 10^8$  K/s [2]. С учётом сложности процессов послойного сплавления исходного материала вопросы контроля состава и структуры на различных масштабных уровнях [3], в том числе и дефектов [4-6], представляется важным и необходимым как для прогнозирования свойств, так и для сертификации, как материала, так и технологии в целом.

В данной работе, исследованы особенности формирования структуры на микро- и макроуровнях с оценкой состава и механических свойств материала пластин, выращенных при послойном сплавлении проволоки из сплава ВТ6с (Ti-Al-V) диаметром 1,6 мм на титановой подложке с помощью лабораторной установки электронно-лучевого аддитивного производства, разработанной в ИФПМ. Формирование образцов в виде пластины, представленной на рисунке 1а, осуществлялось послойным наплавлением проволоки (рис. 1б) в соответствие со схемой печати (рис. 1в) и режимами, задаваемыми G – кодами, на титановой подложке, расположенной на охлаждаемых нержавеющей пластине и трёхкоординатном рабочем столе. Характеристики луча и режимы печати соответствовали наиболее оптимальным значениям, полученным в результате ранее проведённых исследований, и обеспечивали формирование беспористого материала.

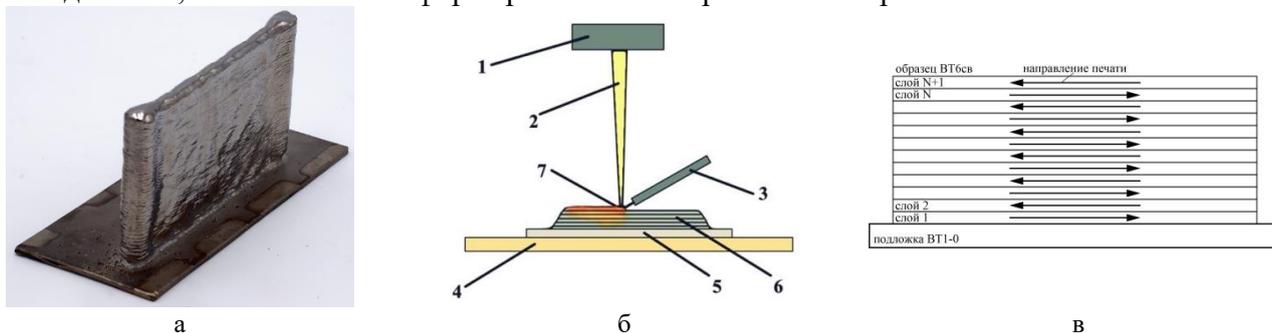


Рис. 1. Вид напечатанной пластины (а), принципиальная схема наплавки проволоки (б) и схема печати (в)

Рентгенография напечатанных пластин с помощью переносного импульсного рентгеновского аппарата РАП 160 с плоскопанельным цифровым детектором GE DXR250C-W, обеспечивающих чувствительность на уровне 200 мкм не выявила каких-либо дефектов, рис. 2. Рентгенография же подготовленных для механических испытаний, выполненная с помощью микротомографа «Орёл –МТ» с чувствительностью до 15 мкм, позволила выявить на некоторых образцах наличие незначительного количества пор размерами меньше 200 мкм, рис. 3. В сравнение с дефектностью материала, получаемого в условиях АТ с применением порошковых материалов, следует отметить получение более качественного материала, как по

суммарной дефектности, так и по отсутствию дефектов, обусловленных спецификой исходного материала.

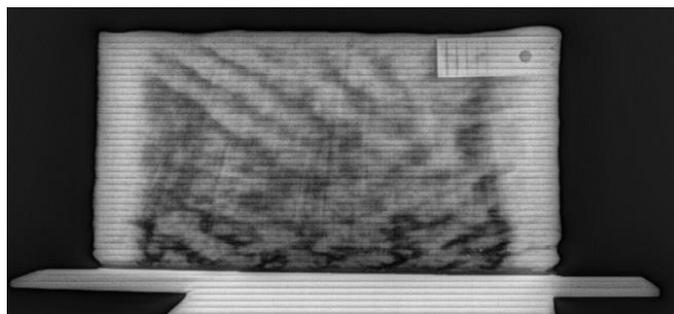


Рис. 2. Рентгенографическое изображение пластины

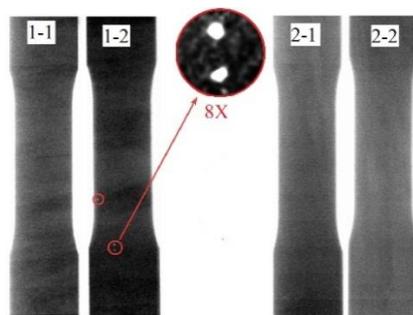


Рис. 3. Микро рентгенографическое изображение образцов на растяжение

Компьютерная томография исходной проволоки и образцов из напечатанного материала также продемонстрировали высокое качество исходного и напечатанного материала. Следует отметить, что подобного рода исследования при АТ, представляется очень важным, так как они позволяют подойти к применению машинного обучения при контроле качества материала и изделий в целом.

На мезоскопическом уровне следует выделить специфическую текстуру материала, обусловленную особенностями термических условий на различных участках сплавления расплавленного материала проволоки при выращивании пластины. Типичная столбчатая структура в направлении выращивания образца и многоугольная кристаллическая структура в плоскости сканирования обеспечивают повышение прочностных свойств формируемого материала в сравнении с традиционными аналогичными сплавами титана при меньшей пластичности. Определение модуля Юнга формируемого материала проводилось на основании анализа кривых растяжения и ультразвуковым методом с помощью прибора «Olympus 38DL PLUS» и дало значение в диапазоне 130-140 ГПа, что неплохо согласовалось, как со справочными данными, так и в сравнении с измерениями, проведёнными на титановых сплавах, полученных по обычным технологиям.

Для исследований на микроструктурном уровне очень важным является контроль элементного состава, как исходного материала, так и формируемого в условиях электронно-лучевого воздействия, плотность мощности которого может значительно влиять на состав материала. Анализ элементного состава материала проволоки ВТбс показал значительное уменьшение как Al, так и V в сплаве титана. Эффективно подобранные режимы печати обеспечили минимальное изменение элементного состава наплавленного материала. Рентгеноструктурный и рентгенофлуоресцентный позволили определить элементный и фазовый состав получаемого материала. Основная фаза  $\alpha$ -Ti при незначительном присутствии фазы  $\beta$ -Ti. Вместе с тем уровень значений концентрации легирующих элементов в исходном материале не позволили получить характеристики по твёрдости, соответствующие значениям, получаемым при печати сплавами Ti6Al4V. Следует отметить, что и металлографический анализ показал различие в микроструктуре напечатанного сплав из проволоки и получаемых ранее из сплавов типа Ti6Al4V.

1. Microstructural Characterization of Ti-6Al-4V and its Relationship to Sample Geometry / Blake Gaspar. Materials Engineering Department, Cal Poly – San Luis Obispo. – 2012. – 22 p.
2. Rafi H.K. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabrication by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting // J. Mater. Eng. Perform. 2013. 22. P. 3872–3883.
3. Collins, P.C. et al. Microstructural control of additively manufactured metallic materials // Annu. Rev. Mater Res. 2016. Vol. 46. P. 63–91.
4. Klimenov V.A. et al. Microstructure and Compressive Behavior of Ti-6Al-4V Alloy Built by Electron Beam Free-Form Fabrication // Journal of Materials Engineering and Performance. 2020.
5. Kalashnikov K. et al. Defect Formation in Titanium Alloy during Non-stationary Process of Local
6. Metallurgy // Russian Physics Journal. 2020. Vol. 63. N 6. P. 962–967.
7. Chen Y. et al. Defect inspection technologies for additive manufacturing // Int. J. Extrem. Manuf. 2021. 3. 022002 (21pp).

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АМГ5 ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ С ДОБАВЛЕНИЕМ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА

Княжев Е.О., Калашникова Т.А., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Алюминиевые сплавы в наше время очень востребованы в качестве конструкционного материала. Связано это с тем, что алюминиевые сплавы прочны, легки и коррозионноустойчивы. Однако не всегда возможно его использование в связи с повышенными требованиями прочности и износостойкости, например, в трущихся частях автомобильной тормозной системы или вращающихся частей космических кораблей/станций. Именно поэтому возникает вопрос упрочнения сплавов на основе алюминия, что позволило бы облегчить вес конструкций, не ухудшая при этом их эксплуатационных свойств.

Данная техническая задача уже давно стоит перед учеными и инженерами, что породило большое количество публикаций на тему улучшения физико-механических свойств алюминиевых сплавов. Например, в работе [1] применяется покрытие из  $Zn_3(PO_4)_2$  и  $Al_2O_3$ , нанесенное методом плазменно-электролитического оксидирования, что приводит к значительному снижению износа практически в 2 порядка. Или технология микродугового оксидирования с  $NaAlO_2$ , что также снижает износ на порядок [2]. Сравнение [3] алюминиевого сплава состава Al–6% Sn–5% Si–4% Cu–2% Pb–2% Bi и аналогичного сплава с 1% содержанием железа показало повышение твердости последнего и, как следствие, его несущей способности, но это несколько ухудшает его антифрикционные свойства. Однако, несмотря на относительно высокий коэффициент трения, этот сплав сохраняет свою эффективность при сухом трении до 3,2 МПа, тогда как тот же сплав, но без железа, способен работать лишь до 0,5 МПа.

В данной работе предлагается использование фрикционной перемешивающей обработки с добавлением порошка железа для упрочнения и увеличения износостойкости алюминий-магниевого сплава АМГ5. В пластинах толщиной 5 мм были просверлены отверстия глубиной 3 мм и диаметром 2 мм, которые в дальнейшем были заполнены порошком железа. Обработка проводилась на экспериментальной установке для сварки и обработки трением с перемешиванием. Обработка проводилась в 4 цикла, после чего были вырезаны образцы для металлографии и различных испытаний, таких как испытания на растяжение, микротвердость и износостойкость. Так же была проведена томография образцов на рентгеновской установке рентгеновского контроля YXLON Cheetah EVO.

Исследование структуры при первом проходе показало, что порошок железа неравномерно распределяется по объему зоны перемешивания, о чем свидетельствуют исследования металлографии и томографии. Это приводит к снижению физико-механических свойств после первого прохода, таких как прочность и пластичность. Однако к четвертому циклу распределение порошка по зоне перемешивания становится более равномерным, повышая таким образом прочность до 425 МПа и пластичность до 8,5%. Испытания на микротвердость показали повышение твердости образцов в зоне перемешивания с 70 до 80 НВ по сравнению с листовым материалом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

1. Yang C., Zhu J., Cui S., Chen P., Wu Z., Ma Z., Fu R.K.Y., Tian X., Chu P.K., Wu Z. Wear and Corrosion Resistant Coatings Prepared on LY12 Aluminum Alloy by Plasma Electrolytic Oxidation. // Surf. Coatings Technol. 2021. V. 409. 126885. doi:10.1016/J.SURFCOAT.2021.126885.
2. Zhang K., Yu S. Preparation of Wear and Corrosion Resistant Micro-Arc Oxidation Coating on 7N01 Aluminum Alloy. // Surf. Coatings Technol. 2020. V. 388. 125453. doi:10.1016/J.SURFCOAT.2020.125453.
3. Sachek B.Y., Mezrin A.M., Shcherbakova O.O., Muravyeva T.I., Zagorskiy D.L. Studies on the Tribological Properties and Structure of Antifrictional Iron-Containing Aluminum Alloys // J. Frict. Wear. 2018. V. 39. P. 259–68.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА АМГ5, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА, ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ**

<sup>1</sup>Княжев Е.О., <sup>1,2</sup>Калашникова Т.А., <sup>1</sup>Черемнов А.М.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Одним из самых востребованных конструкционных материалов для авиа- и ракетно-космической промышленности является алюминий-магний-магний сплав АМГ5, так как это легкий металл с высокой коррозионной стойкостью и прочностью [1]. В настоящее время ведется активное внедрение аддитивных технологий в производство различных деталей конструкционного назначения, в том числе и из сплава АМГ5. Производство деталей при помощи аддитивной электронно-лучевой технологии основано на принципе плавления металлической проволоки в ванне расплава, что весьма эффективно позволяет получать в короткие сроки качественные детали. Однако формирование крупнокристаллической разупрочненной структуры приводит к необходимости упрочнения полученных заготовок. Одним из способов упрочнения металлов является фрикционная перемешивающая обработка, основанная на интенсивном термомеханическом воздействии [2, 3].

В данной работе задачей исследования являлось упрочнение сплава АМГ5, полученного методом аддитивного электронно-лучевого производства, путем фрикционной перемешивающей обработки и выявление влияния разного количества проходов на механические характеристики.

Заготовки для исследования образцов получали на установке проволочного электронно-лучевого аддитивного производства в Институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук. Далее вырезанные пластинки подвергали ФПО на лабораторном стенде для сварки и обработки трением с перемешиванием. Параметры процесса подбирались опытным путем до достижения бездефектной структуры образцов. Обработка проводилась в 4 цикла. Образцы для исследования структуры зоны обработки были вырезаны с помощью электроэрозионной резки на станке DK7745 в сечении, перпендикулярном направлению ФПО. Исследование макроструктуры проводили на оптическом микроскопе Altami MET 1T. Механические испытания на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине «УТС 110М-100» на образцах, вырезанных вдоль линии обработки.

В результате проведенных исследований было установлено, что фрикционная перемешивающая обработка и количество проходов оказывают значимое влияние на изделия из алюминий-магний-магний сплава АМГ5, изготовленных методом аддитивной электронно-лучевой технологии. Происходит упрочнение металла, превосходящее табличные значения для листового проката сплава АМГ5, без существенного снижения пластичности. Повышение предела прочности являлось значительным, но уступало увеличению предела текучести до величины в 1,6 раза по сравнению с материалом листового проката. Исходная структура аддитивных сплавов влияет на выбор направления обработки. На основе полученных результатов был сделан вывод, что для упрочнения алюминий-магний-магний сплава АМГ5, полученного методом электронно-лучевой аддитивной технологии, фрикционная перемешивающая обработка подходит и положительно влияет на качество изделия.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20172, <https://rscf.ru/project/22-29-20172/> и средств Администрации Томской области.*

2. El-Sayed M.M., Shash A.Y., Abd-Rabou M., ElSherbiny M.G. Welding and processing of metallic materials by using friction stir technique: A review // *J. Adv. Join. Process.* 2021. V. 3. 100059. doi:10.1016/j.jajp.2021.100059.
3. Mehta K.M., Badheka V.J. Wear behavior of boron-carbide reinforced aluminum surface composites fabricated by Friction Stir Processing // *Wear.* 2019. V. 426-427. P. 975–980. doi:10.1016/j.wear.2019.01.041.

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-42Nb

<sup>1</sup>Козадаева М., <sup>1</sup>Волкова А.П., <sup>1</sup>Грубова И.Ю., <sup>2</sup>Коптюг А., <sup>1</sup>Сурменева М.А., <sup>1</sup>Сурменев Р.А.  
<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет  
<sup>2</sup>Университет Средней Швеции, Эстерсунд, Швеция

Аддитивные технологии позволяют получать костные имплантаты сложных форм с заданной пористостью и размерами. Одним из самых перспективных методов аддитивных технологий является послойное электронно-лучевое плавление (ЭЛП). Наиболее успешно для применения в медицине себя зарекомендовал титан и его сплавы, так как при малом весе они обладают высокой прочностью, пониженным модулем упругости и высоким уровнем биологической совместимости [1]. Однако модуль упругости титановых сплавов, используемых в медицине намного выше, чем у человеческой кости. Большое различие в механических свойствах может привести к экранирующим эффектам, расшатыванию и дальнейшей потере имплантата [2]. Добавление ниобия приводит к снижению модуля упругости, так как он является  $\beta$ -стабилизатором титана [3]. В отличие от никеля, ниобий не является нетоксичным [3]. Послойное ЭЛП является сложным технологическим процессом. В настоящее время лишь для ограниченного количества материалов подобраны и отработаны режимы производства, которые позволяют получить полное сплавление порошка и хорошее качество конечных изделий. Данная работа посвящена подбору такого режима для титанового сплава с содержанием ниобия 42 вес. % (далее Ti-42Nb) для получения изделий с различной пористостью и топологией.

Исходным материалом для отработки режимов был выбран предварительно легированный порошок Ti-42Nb (Taniobis GmbH). Для поиска оптимального окна параметров большое количество образцов было получено на установке для послойного ЭЛП ARCAM A2 EBM (GE Additive, Mölndal, Sweden) в диапазоне поверхностной энергии от 2,40 до 5,15 Дж/мм<sup>2</sup> (см. таблица 1).

Таблица 1. Параметры процесса послойного ЭЛП для сплава Ti-42Nb

№ режима	Ток электронного пучка, мА	Скорость сканирования, мм/с	Расстояние между линиями сканирования, L <sub>off</sub> , мм	Мощность пучка, В	Поверхностная энергия E <sub>area</sub> , Дж/мм <sup>2</sup>
1	3.5	700	0.125	210	2.40
2	4	700	0.100	240	3.43
3	4	800	0.100	240	3.00
4	4	900	0.100	240	2.67
5	4.5	800	0.100	270	3.38
6	5	700	0.100	300	4.29
7	5	900	0.100	300	3.33
8	7.5	700	0.125	450	5.14

Согласно исследованиям оптической микроскопии на установке NT MDT (Россия), режимы 1, 4, 5, 6, 7 (см. таблица 1) характеризуются большим количеством областей с не проплавленными между собой слоями, с приплавленными частицами порошка между слоями. Пористость таких образцов варьируется от 9 до 21 %. В свою очередь образцы сплава, полученные с помощью режимов 2, 3, 8 хорошо проплавлены и имеют пористость от 5,4 до 5,9 %. Для всех образцов характерны сферические поры внутри слоев и на верхней поверхности размером 2-15 мкм.

После химического травления в растворе Кролла (1 мл 45 % HF, 3 мл 65 % HNO<sub>3</sub> и 46 мл H<sub>2</sub>O) в течение 2 минут, на оптических снимках сплавов были видны только равноосные зерна  $\beta$ -фазы титана [4] размерами 50-150 мкм. Удлиненные зерна  $\alpha$ -фазы не были обнаружены.

Для определения фазового состава сплава был проведен рентгеноструктурный анализ на дифрактометре XRD-6000 (Shimadzu, Япония). Рентгенограмма исходного порошка показала только пики, соответствующие  $\beta$  титану, который имеет ОЦК решетку. Однако рентгенограммы образцов сплава показали наряду с пиками  $\beta$ -фазы титана, пики орторомбической  $\alpha''$ -фазы. Мартенситная фаза  $\alpha''$  была обнаружена и в более ранних исследованиях сплавов титана и ниобия [4–6]. Согласно авторам, небольшое количество данной фазы в  $\beta$ -сплавах приводит к улучшению механических свойств. Наиболее характерно наличие второй фазы согласно рентгенограммам, для образцов, полученных с помощью режимов 2 и 8. Это связано с тем, что низкая скорость сканирования в сочетании с высокой поверхностной энергией приводит к тому, что ванна расплава дольше остается в расплавленном состоянии, что приводит к снижению скорости закалки. Низкая скорость закалки приводит к отслаиванию мартенситной фазы [5].

Таким образом наиболее оптимальными режимами, составляющими окно параметров послойного ЭЛП для сплава Ti-42Nb на установке ARCAM A2 EBM, были выбраны режимы с током 4 мА и скоростью сканирования 700 и 900 мм/с, а также с током 7,5 мА и скоростью сканирования 700 мм/с. Согласно исследованию, высокая степень проплавленности порошка позволит получать в том числе пористые изделия с топологией гироида, обладающей механическими свойствами близкими к таковым у кости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 20-43-04430.*

1. Niinomi M. Wear Characteristics of Surface Oxidation Treated New Biomedical Beta-Type Titanium Alloy in Simulated Body Environment // *Tesu-to-Hagane*. 2002. Vol. 88(9). P. 567–574.
2. Ryan G., Pandit A., Apatsidis D.P. Fabrication methods of porous metals for use in orthopedic applications // *Biomaterials*. 2006. Vol. 27. P. 2651–2670.
3. Fischer M., Joguelet D., Robin G. In situ elaboration of a binary Ti–26Nb alloy by selective laser melting of elemental titanium and niobium mixed powders // *Mater Sci Eng C*. 2016. Vol. 62. P. 852–859.
4. Surmeneva M.A., Khrapov D., Koptuyug A. In situ synthesis of a binary Ti–10at% Nb alloy by electron beam melting using a mixture of elemental niobium and titanium powders // *Journal of Materials Processing Technology*. Elsevier Ltd. 2020. Vol. 282.
5. Kurzynowski T., Madeja M., Dziedzic R. The effect of EBM process parameters on porosity and microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy // *Scanning*. Hindawi Limited. 2019.
6. Bönisch M., Panigrahi A., Calin M. Thermal stability and latent heat of Nb–rich martensitic Ti-Nb alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 697. P. 300–309.

**РАЗРАБОТКА КОМПОЗИТНЫХ СКАФФОЛДОВ СИСТЕМЫ  
«ПОЛИМЕР/КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТ/ТИТАН» ДЛЯ АДРЕСНОЙ ДОСТАВКИ  
ЛЕКАРСТВЕННЫХ ВЕЩЕСТВ**

<sup>1</sup>Комарова Е.Г., <sup>1,2</sup>Казанцева Е.А., <sup>1</sup>Просолов К.А., <sup>1</sup>Ложкомоев А.С., <sup>1</sup>Казанцев С.О.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

В ходе экспериментального исследования по нахождению режима формирования 3D-пористых кальций-фосфатных (CaP) покрытий на титановых пластинах с использованием метода микродугового оксидирования (МДО) и наведенного ультразвукового (УЗ) поля установлено, что гибридный режим МДО, включающий МДО с наведенным постоянным УЗ ( $P_{уз} = 100$  Вт,  $\nu_{уз} = 35$  кГц) в течение первых 8 мин процесса и МДО без УЗ в течение последующих 2 мин процесса позволяет получить CaP матрицы-носители с наилучшим комплексом свойств среди исследуемых групп. Важным преимуществом данных покрытий является комбинация высоких показателей как внутренней пористости (39 %), так и поверхностной пористости (28 %) при неизменной толщине 50-55 мкм, шероховатости поверхности по Ra 3,0-4,0 мкм, атомного соотношения Ca/P  $\sim 0,3$ , по сравнению со стандартными МДО покрытиями, сформированными без внешнего УЗ воздействия. Комбинация высоких показателей внутренней и поверхностной пористости, по сравнению с таковыми для стандартных МДО покрытий, обеспечивает увеличенный поровый объем и увеличенную удельную свободную поверхность, что является благоприятным для успешной пропитки лекарственными средствами [1]. Показано, что гибридные МДО покрытия обладали аморфно-кристаллической структурой с содержанием кристаллических фаз  $\text{CaHPO}_4$  (монетит) и  $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ , в отличие от стандартных МДО покрытий, которые характеризовались рентгеноаморфной фазовой структурой. Формирование в покрытии монетита представляет высокий интерес благодаря его химическому сходству с костным матриксом, большой удельной площади поверхности, а также высоким остеоиндуктивным свойствам.

Для обеспечения пролонгации выхода лекарственных средств из пористых CaP покрытий была разработана и оптимизирована технология «dip-coating» на примере полимеризации титановых образцов с гибридными CaP покрытиями в растворах сополимера молочной и гликолевой кислот (PLGA 50/50) различной концентрации 1, 5, 10 %. Результаты исследований показали, что процесс полимеризации не влияет на толщину покрытий, однако приводит к линейному приросту массы образца и линейному уменьшению шероховатости поверхности по Ra в зависимости от условий технологии «dip-coating», а именно от времени выдержки – 3, 10, 30, 60 мин, и от количества циклов окунания – 1, 5, 10, 20. При этом прирост массы образца и изменение шероховатости поверхности в большей мере зависят от количества циклов, чем от времени выдержки, и становятся более явными с увеличением концентрации раствора PLGA. Результаты структурных исследований показали, что полимеризация образцов в 1 % растворе PLGA при различных временах выдержки и количествах циклов погружения не влияет на морфологию, топографию, фазовый и элементный составы CaP покрытий. Полимеризация образцов в 5 % растворе PLGA привела к однородному распределению полимера с сохранением порового пространства, как на поверхности, так и в объеме покрытий, изменению элементного состава и фазовой структуры покрытий. Использование 10 % раствора PLGA для полимеризации CaP покрытий привело к существенным изменениям морфологии и топографии поверхности, внутренней структуры, элементного состава и фазовой структуры покрытий. По данным РЭМ и элементного микроанализа с увеличением времени выдержки или количества циклов погружения в 10 % раствор PLGA в CaP покрытиях произошли следующие трансформации: существенно увеличилось количество углерода как на поверхности, так и в объеме покрытий, на поверхности образовалась толстая плотная полимерная пленка, проникающая на глубину до

30 мкм и полностью закрывающая поры и поровые пространства на поверхности и в приповерхностном слое, в аморфно-кристаллической фазовой структуре увеличилась объемная доля аморфной фазы за счет добавления новой аморфной фазы полимера. Полученные результаты исследований указывают на то, что 1 и 10 % растворы PLGA не подходят для дальнейшего инкапсулирования лекарственных средств в составе CaP покрытий, обеспечивающего пролонгированный выход веществ без изменения структуры, состава и свойств покрытий.

Таким образом, при создании композитных матриц-носителей с возможностью последующей импрегнации лекарственными средствами была оптимизирована технология «dip-coating», включающая многократное окунание (10 циклов) матрицы в 5 % раствор PLGA с целью обеспечить эффект инкапсулирования полимером молекул лекарства и не допустить его разрушение при длительном контакте с растворителем.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10265, <https://rscf.ru/project/21-73-10265/>*

1. Prosolov K.A., Komarova E.G., Kazantseva E.A., Lozhkomoev A.S., Kazantsev S.O., Bakina O.V., Mishina M.V., Zima A.P., Krivoshchekov S.V., Khlusov I.A., Sharkeev Y.P. UMAOH calcium phosphate coatings designed for drug delivery: Vancomycin, 5-fluorouracil, interferon  $\alpha$ -2b case // Materials. 2022. V. 15. P. 4643(24).

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ  
(Ti+Fe)+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC В УСЛОВИЯХ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ.**

Коростелева Е.Н., Коржова В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Металломатричные композиты (ММК) с тугоплавкими компонентами привлекают большое внимание в различных областях за счет своих высоких физико-механических и эксплуатационных свойств. Уникальные свойства, которые могут демонстрировать такие композиты, способствуют улучшению работоспособности различных конструкций в автомобиле-, авиа-, судостроении и других отраслях. Немаловажную роль в увеличении срока эксплуатации играет повышение износостойкости деталей, жаропрочности, твердости и прочности [1]. Среди ММК широкую популярность получили композиты на основе титана, упрочненные тугоплавкими добавками [2-3]. В качестве упрочнителя могут использоваться целый ряд соединений из групп карбидов, боридов, силицидов, оксидов и т.п. [3-4]. Причем эти добавки могут быть внедрены как в качестве отдельного компонента в титановую матрицу, так и сформироваться при определенных условиях синтеза непосредственно в процессе реакционно-диффузионного взаимодействия исходных компонентов [4]. И если в первом случае сложно обеспечить низкоразмерный характер твердой фазы, то во втором случае в результате синтеза достижимо формирование субмикронных и мельче таких включений.

С этой точки зрения представляет интерес рассмотреть некоторые варианты порошковых композиций из взаимодействующих компонентов на основе титана, где в условиях вакуумного спекания могут протекать одновременно несколько реакционно-диффузионных процессов. В данной работе порошковый материал с разным сочетанием компонентов Ti+Fe+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiC или Ti+Al+Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C дает возможность оценить структурообразование в условиях спекания при их реакционно-диффузионном взаимодействии. Для исследования были приготовлены порошковые смеси, где титан составлял основу (не менее 61 вес. %) с добавлением других компонентов в зависимости от состава (Fe, Al, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC или C). Причем соотношение компонентов рассчитывалось таким образом, чтобы гарантировать протекание той или иной реакции. Спрессованные из этих смесей образцы были спечены при 1150°C в вакууме со скоростью нагрева 5°C/мин. и выдержкой 60 мин. при температуре спекания. Была проведена оценка объемных изменений прессовок, изменения пористости, плотности, проведен анализ фазового состава и микроструктуры.

Если рассматривать попарно набор компонентов в составах Ti+Fe+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+TiC и Ti+Al+Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+C, то однозначно просматривается несколько возможных реакций:

- а) реакция восстановления (металлотермия)  $Al+Fe_2O_3 \rightarrow Fe+Al_2O_3$ ;
- б) реакция образования интерметаллидов системы Ti–Al;
- в) реакция образования интерметаллидов системы Ti–Fe;
- г) реакция образования карбида титана TiC.

Также не исключается возможное взаимодействие остатков алюминия и восстановленного железа в случае неполного протекания реакции металлотермии. Протекание реакций не исключает и диффузионную составляющую с образованием твердых растворов [5].

Трудность в прогнозировании сформированного структурно-фазового состояния заключается в том, что количественная оценка соотношения элементов и их возможного перераспределения через предполагаемые реакции не гарантирует образование тех или иных фаз или соединений, что было показано в данном исследовании. Кроме того, при спекании порошковых материалов большую роль играет характер распределения межчастичных контактов в подобных многокомпонентных составах, что обуславливает приоритет протекания той или иной реакции. В процессе реакционного спекания в вакууме прессовки

из исследуемых порошковых композиций демонстрировали различную степень объемных изменений образцов как косвенный признак разного характера структурообразования в композитах. Спеченные прессовки  $Ti+Fe+Al_2O_3+TiC$  показали незначительную усадку (не более 6%), тогда как второй состав  $Ti+Al+Fe_2O_3+C$  продемонстрировал более заметную усадку (до 15%).

В результате реализации нескольких стадий структурообразования с синтезом новых и распадом исходных фаз сформировался набор зерен из фаз (рис. 1), который включал в себя в случае первого состава как основу твердый раствор на основе  $\alpha$ -титана (до 37 об.%), заметное количество  $TiC$  (20 об.%),  $TiFe$  (13 об.%) и два вида оксидов  $Ti_4Fe_2O$  и  $FeO$ , которые «унаследовали» кислородную часть от исходного  $Al_2O_3$ . В случае второго состава также основная фаза была твердым раствором на основе  $\alpha$ -титана (61 об.%), продукт алюмотермии оксид  $Al_2O_3$  (до 25 об.%), синтезированный карбид  $TiC$  (12 об.%) и небольшой объем  $TiFe$  (не более 1%).

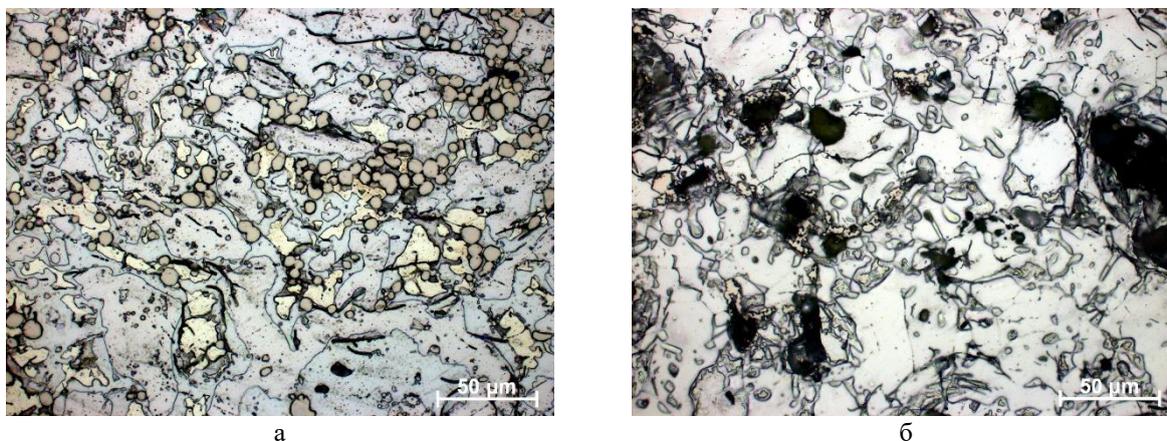


Рис. 1 Микроструктура спеченных образцов из порошковых смесей  $Ti+Fe+Al_2O_3+TiC$  (а) и  $Ti+Al+Fe_2O_3+C$  (б)

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда и Администрации Томской области № 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031>.*

1. Leyens C., Peters M. Titanium and titanium alloys, Wiley-Vch Verlag GmbH Co. Weinheim. – 2003. – 532 p.
2. Falodun O.E., Obadele B.A., Oke S.R., Okoro A.M., Olubambi P.A. Titanium-based matrix composites reinforced with particulate, microstructure, and mechanical properties using spark plasma sintering technique: a review // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. V. 102. P. 1689–1701. doi.org/10.1007/s00170-018-03281-x.
3. Kolli R.P., Devaraj A.A. Review of Metastable Beta Titanium Alloys // Metals. 2018. V. 8(7). 506. <https://doi.org/10.3390/met8070506>.
4. Yeh Ch.-L., Ke Ch.-Y. Combustion synthesis of  $FeAl-Al_2O_3$  composites with  $TiB_2$  and  $TiC$  additions via metallurgical reduction of  $Fe_2O_3$  and  $TiO_2$ , // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2020. V. 30. P. 2510–2517. doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65397-3.
5. Knyazeva A., Korosteleva E., Nikolaev I. Features of the Synthesis of  $TiAl (Fe_2O_3/TiO_2)$  Metal Matrix Composites under Nonequilibrium Conditions // 2020 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE), 2020, P. 1216-1221. doi: 10.1109/EFRE47760.2020.9242118.

**СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОКРЫТИЯХ Zr/Nb ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ**

Кроткевич Д.Г., Ломыгин А.Д.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Воздействие высокоэнергетических частиц, таких как нейтроны и альфа-частицы способны вызывать существенные структурные повреждения в конструкционных материалах, используемых в радиационно-агрессивных средах. Накопление первичных радиационных дефектов (вакансии и междоузельные атомы), в зависимости от условий облучения, может привести к образованию и росту таких дефектов как дислокационные петли, дефекты упаковки, поры и пустоты [1]. Более того, при взаимодействии альфа-частиц с этими комплексами могут образовываться гелиевые пузырьки. Поиск путей снижения радиационного воздействия на конструкционные материалы является областью интересов множества научных групп по всему миру. Одним из вариантов является внедрение в материал большой объемной плотности стоков для дефектов, например, границ зерен [2]. Однако, границы зерен являются не стабильными стоками для дефектов, при интенсивном радиационном воздействии и высоких температурах возможен процесс рекристаллизации и уменьшение их объемной плотности. С данной точки зрения более стабильны гетерогенные структуры, такие как наноразмерные многослойные металлические системы [3, 4]. Особый интерес представляют Zr/Nb системы, ввиду низких сечений захвата нейтронов, хороших механических и коррозионных качеств, положительной энтальпии смешивания – 4 КДж/моль, что должно обеспечивать высокую структурную стабильность при интенсивных радиационных воздействиях с высокими дозами облучения. Целью данной работы является оценка структурных повреждений наноразмерных многослойных покрытий Zr/Nb при облучении ионами гелия с высокой интенсивностью и дозой.

Образцы многослойных наноразмерных покрытий Zr/Nb были изготовлены путем магнетронного распыления на подложку из монокристаллического Si(111). Толщина отдельных слоев составила 10 и 100 нм с общей толщиной 1 мкм. Облучение ионами гелия проводилось с помощью плазменного источника ионов с не накаливаемым катодом «ПИОН-1М» с энергией 25 кэВ и дозой  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>. По данным моделирования в программном пакете SRIM глубина имплантации гелия составила 100 нм. Рентгеноструктурные исследования выполнялись на дифрактометре Shimadzu XRD-7000S. Сканирующая электронная микроскопия проводилась (СЭМ) на микроскопе TESCAN Vega 3. Детальное исследование тонкой структуры образцов проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-2100F.

По результатам рентгеноструктурного анализа было установлено, что полученные покрытия Zr/Nb текстурированы в направлении плоскостей (002)Zr и (110)Nb, независимо от толщины отдельных слоев (см. рис. 1). Для покрытия Zr/Nb с толщиной отдельных слоев 10 нм было отмечено присутствие сателлитных рефлексов первого порядка вблизи главных рефлексов Zr (002) и Nb (110) (обозначены как  $\pm 1$ ). Наблюдаемая асимметрия в форме и расположении сателлитных рефлексов может указывать на искажение и деформацию интерфейса Zr/Nb. У покрытия Zr/Nb с толщиной отдельных слоев 10 нм отмечено существенное изменение формы рефлекса при дозе облучения  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>, а именно, редуцирование сателлитных рефлексов +1 Zr(002) и -1 Nb(110) при этом рефлекс -1 Zr(002) стал более выраженным (см. рис. 1). Для покрытия Zr/Nb с толщиной отдельных слоев 100 нм отмечена реориентация кристаллитов в слоях Zr выражающаяся в появлении слабовыраженного рефлекса Zr(100), также существенно изменилась форма главного рефлекса Zr(002). Отмеченный сдвиг рефлексов соответствует возникновению механических напряжений в слоях Zr и Nb.

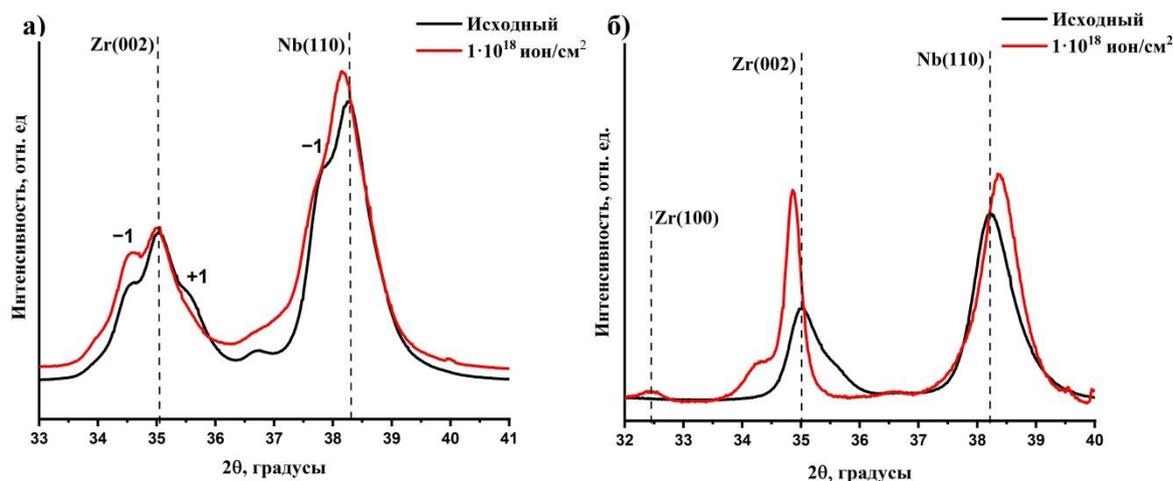


Рис. 1. Дифрактограммы исходных и облученных покрытий Zr/Nb с толщиной отдельного слоя 10 нм (а) и 100 нм (б)

По данным СЭМ и ПЭМ было установлено, что в результате облучения ионами гелия при выбранных режимах на интерфейсе между слоями Zr/Nb образуются блистеры (см. рис. 2). На поверхности покрытия с толщиной отдельного слоя 100 нм присутствуют множественные блистеры со следами их вскрытия (см. рис. 2а). Причем блистеры образуются на первом интерфейсе на глубине 100 нм, что соответствует расчетной глубине имплантации.

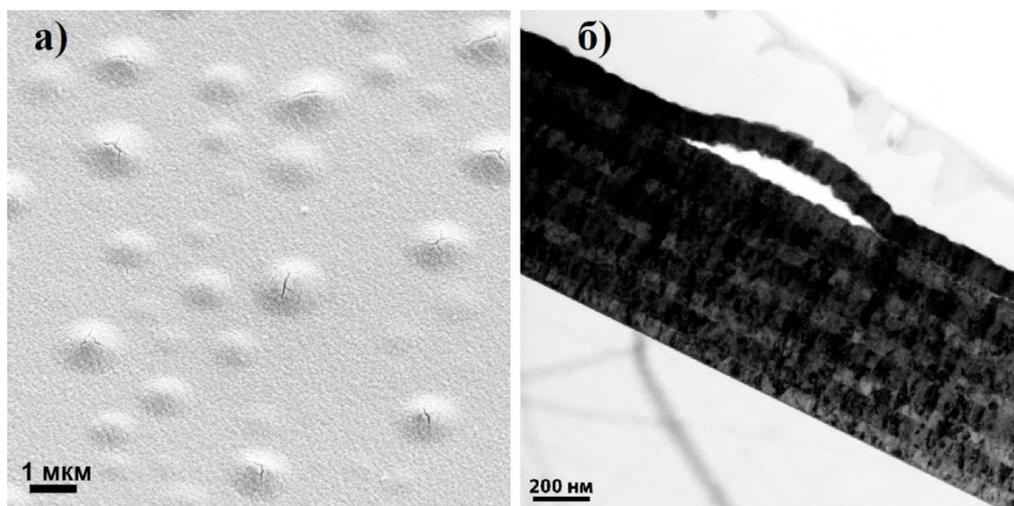


Рис. 2. Изображения СЭМ (а) и ПЭМ (б) облученных покрытий Zr/Nb с толщиной отдельного слоя 100 нм

Таким образом, облучение наноразмерных Zr/Nb покрытий ионами He с дозой  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> приводит к возникновению латеральных напряжений разного знака в слоях Zr/Nb и появлению блистеров диаметром 350-370 нм.

*Работа выполнена в рамках проекта РФФ 20-79-10343.*

1. Choi S. I., Kim J. H. Radiation-induced dislocation and growth behavior of zirconium and zirconium alloys—a review // Nuclear engineering and technology. 2013. V. 45. №. 3. P. 385–392.
2. Mao P. et al. Quantitative investigation on sink strength of nano-grain boundary for irradiation resistance // Journal of Nuclear Materials. 2019. V. 526. P. 151741.
3. Daghbouj N. et al. Characterizing heavy ions-irradiated Zr/Nb: structure and mechanical properties // Materials & Design. 2022. P. 110732.
4. Laptev R. et al. First-Principles Calculations and Experimental Study of H<sup>+</sup>-Irradiated Zr/Nb Nanoscale Multilayer System // Metals. 2021. V. 11, №. 4. P. 627.

## ЗЁРЕННАЯ СТРУКТУРА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573 К И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА

Круковский К.В., Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашина О.Н., Бобров Д.И.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Эффекты сверхупругости и памяти формы в сплавах на основе TiNi широко используются в технике и медицине [1, 2]. Эти сплавы с ультрамелкозернистой структурой представляют особый интерес, так как обладают высокими прочностными характеристиками и повышенной функциональной стабильностью [3, 4]. Одним из методов формирования ультрамелкозернистой структуры является ковка с переменной осью деформирования или *abc*-прессование. В настоящей работе методом автоматического анализа дифракции отражённых электронов (ДОЭ) с помощью растрового электронного микроскопа Argeo 2 S с высокоскоростной системой Velocity Super, исследована зёрненная структура образцов сплава Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub> (ат.%) после изотермического авс-прессования при 573 К с заданной величиной истинной деформации  $\epsilon = 9,55$  и дополнительного отжига в течении 2 часов при 773 К. Установлено, что зёрна, в основном, имеют равноосную форму, но наблюдаются и вытянутые фрагментированные зёрна (рис 1 а). Средняя величина зёрен-субзёрен равна  $0,239 \pm 0,052$  мкм (рис. 1 б). Несмотря на проведённый отжиг образцов, детектирование картин Кикучи затруднено, что может быть связано с наличием остаточных напряжений и дефектов кристаллической структуры. Это отражается на картах зёрненной структуры в виде неидентифицированных областей (белые пятна на карте уникальных зёрен (рис. 1 а)). Показано, что средняя величина разориентации границ зёрен равна 39,6 градусов, что свидетельствует о преобладании большеугловых границ зёрен. Обсуждаются особенности исследования зёрненно-субзёрненной структуры сплавов на основе никелида титана методами растровой электронной микроскопии.

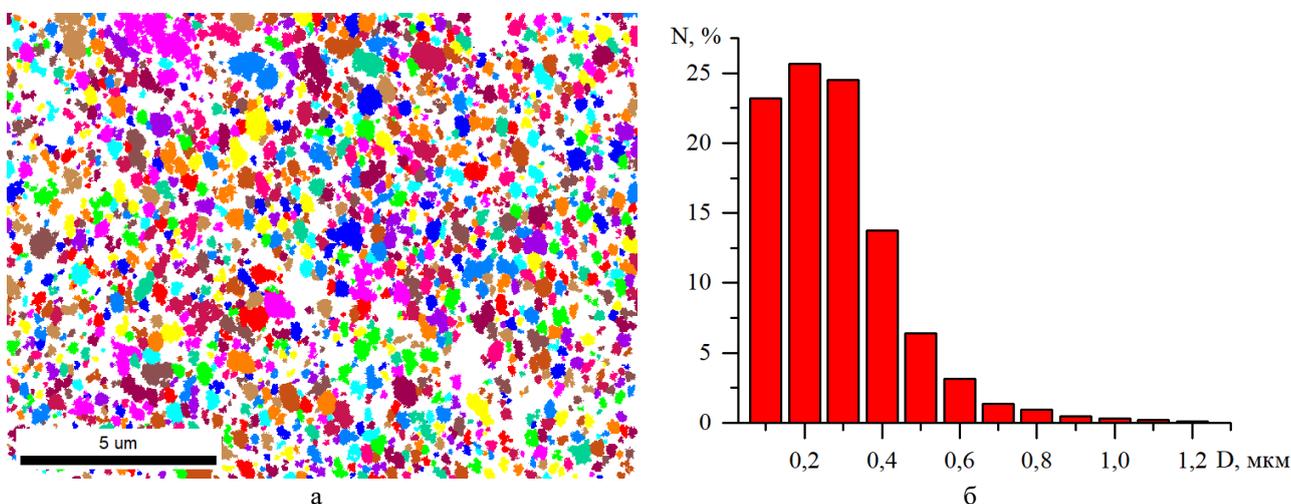


Рис. 1. Карта уникальных зёрен (ДОЭ) (а) и гистограмма распределения зёрен по размерам (б)

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

1. Wadood A. Brief Overview on Nitinol as Biomaterial // Adv. Mater. Sci. Eng. 2016.V. Article 4173138.
2. Predki W.; Knopik A.; Bauer, B. Engineering applications of NiTi shape memory alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 481, P. 598–601.
3. Pushin V., Stolyarov V., Valiev R., Lowe T., Zhu Y. Mater. Sci. Eng., A. 2005. V. 386. P. 410–411.
4. Shi X.B., Guo F.M., Zhang J.S., Ding H.L., Cui L.S. Grain size effect on stress hysteresis of nanocrystalline NiTi alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 688, Part B. P. 62–68.

## ФОРМИРОВАНИЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ СТАЛИ 20X13 МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА В ПРОЦЕССЕ ОТП ТВЕРДОСПЛАВНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

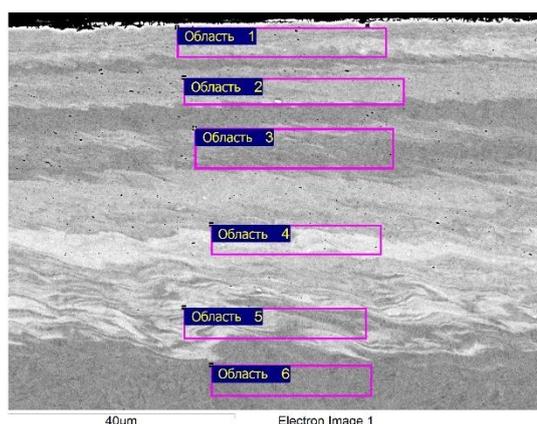
Кузнецов В.П., Воронцов И.А., Карабаналов М.С., Хадыев М.С.  
Уральский федеральный университет, Екатеринбург

Обработка трением с перемешиванием (ОТП) сталей и сплавов – это метод упрочнения поверхностных слоев вращающимся инструментом. Основными технологическими параметрами ОТП являются частота вращения и линейная скорость перемещения инструмента, прикладываемая нормальная сила и геометрия инструмента. Нормальная сила и скорость вращения и перемещения инструмента определяют коэффициент трения и количество фрикционного тепла, выделившегося в процессе ОТП.

Перспективным направлением развития метода ОТП является плакирование поверхности и создание поверхностных композитов за счет перехода материала инструмента [1]. Большие возможности реализации этих методов открываются в процессе обработки поверхностей деталей на современных обрабатывающих центрах при применении твердосплавных цилиндрических инструментов с плоским и сферическим торцом [2, 3].

В данной работе выполнено исследование закономерностей изменения структуры и фазового состава стали 20X13 в состоянии поставки после ОТП твердосплавным инструментом со сферической рабочей частью. ОТП поверхностей образцов стали 20X13 толщиной 25 мм проводилось цилиндрическим инструментом WC-Co (10%) диаметром 10 мм с полусферической рабочей частью радиусом 10 мм на обрабатывающем центре MA-600 (Okuma) при нормальной силе  $F_n = 3000$  Н, скорости вращения инструмента  $n = 2500$  об/мин и подаче  $f$ , равной 50, 75, 100, 125 и 150 мм/мин.

Установлено, что при однопроходной ОТП наблюдается переход вольфрама в формируемый поверхностный слой стали с образованием слоистой многоуровневой структуры, содержащей различное количество вольфрама. Количественный элементный анализ в областях слоя, образованного при обработке трением с перемешиванием, представлен на рисунке 1.



Области	Si, %	Cr, %	Fe, %	W, %	Всего, %
Область 1		12.34	82.67	4.99	100.00
Область 2		12.34	83.62	4.03	100.00
Область 3	0.50	12.58	85.13	1.79	100.00
Область 4		12.33	80.24	7.43	100.00
Область 5		12.63	83.44	3.93	100.00
Область 6	0.51	12.66	86.63	0.20	100.00
Максимум	0.51	12.66	86.63	7.43	
Минимум	0.50	12.33	80.24	0.20	

Рис. 1. Химический состав в областях поверхностного слоя после ОТП при  $f = 125$  мм/мин с режимом  $F_n = 3000$  Н;  $n = 2500$  об/мин;  $f = 75$  мм/мин

Для оценки влияния перехода вольфрама из инструмента в поверхностный слой на рис. 2 растровой электронной микроскопии наложены результаты изменения микротвердости  $HV_{0,05}$ .

Для анализа морфологии и фазового состава поверхностного слоя дорожки, полученной в результате однопроходной обработки трением с перемешиванием, была проведена просвечивающая микроскопия. Изображения микроструктуры приведены на рисунке 3.

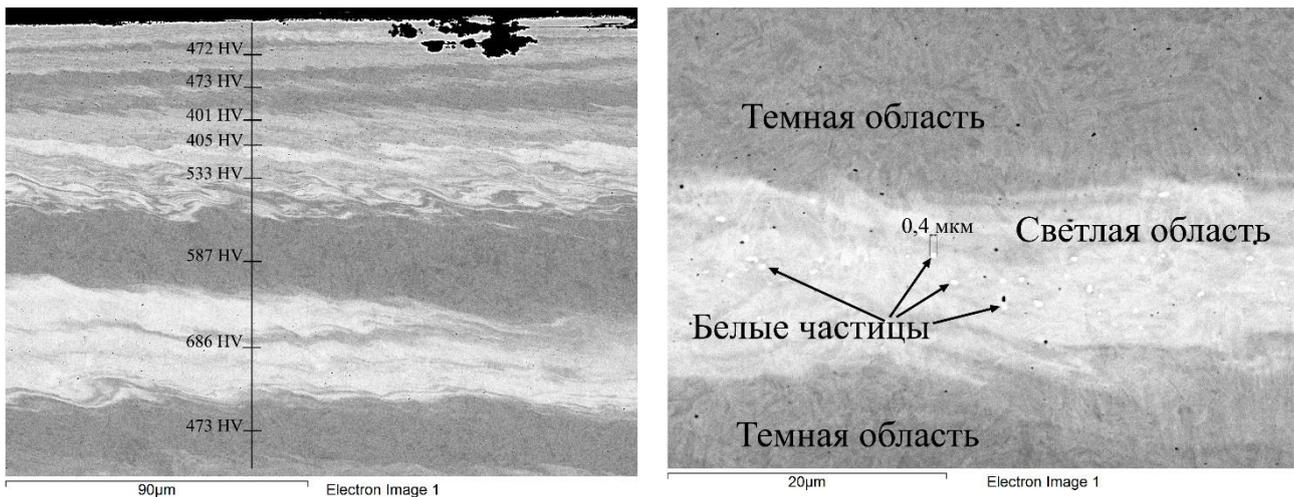


Рис. 2. Растровая электронная микроскопия структуры, сопоставленная со значениями микротвердости HV0,05 после ОТП с режимом  $F_{II} = 3000$  Н;  $n = 2500$  об/мин;  $f = 125$  мм/мин

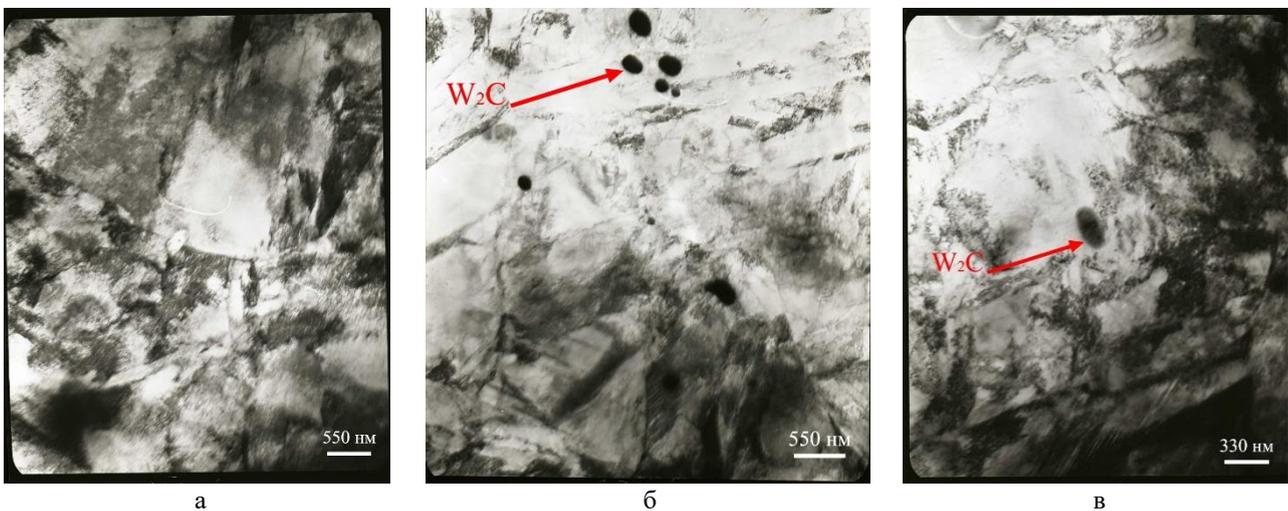


Рис. 3. Просвечивающая электронная микроскопия на глубине 50 мкм после ОТП с подачей  $f = 125$  мм/мин: светлопольное изображение  $\times 18000$  (а); светлопольное изображение  $\times 18000$  (б); светлопольное изображение  $\times 30000$  (в)

На основе матричного анализа было установлено, что рефлексy принадлежат частицам карбида вольфрама ( $W_2C$ ). Основываясь на анализе светлопольных изображений, можно оценить размер частиц карбида вольфрама – порядка 350 нм.

1. Azizieh M., Kim H.S., Kokabi A.H., Shahraki B.K. Fabrication of AZ31/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites by friction stir processing // Rev. Adv. Mater. Sci. 2011. Vol. 28, P. 85–89.
2. Voropaev V.V., Kuznetsov V.P., Skorobogatov A.S., Barabashova A.A. Impact of Friction Stir Processing Parameters on Forming the Structure and Properties in AISI 420 Steel Surface Layer // XIX International scientific-technical conference “The Ural school-seminar of metal scientists-young researchers”. KnE Engineering. 2019. P. 158–162.
3. Hajime Yamamoto, Shodai Koga, Kazuhiro Ito, Yoshiki Mikami, et al. Fatigue strength improvement due to alloying steel weld toes with WC tool constituent elements through friction stir processing // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. Vol. 119. P. 6203–6213.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПЛЕНОК ОКСИДА ИНДИЙ – ОЛОВА (ИТО)

<sup>1</sup>Кузьменко Д.Е., <sup>1</sup>Сахаров Ю.В., <sup>1</sup>Жидик Ю.С., <sup>1,2,3</sup>Мостовщиков А.В.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Пленки на основе оксида индий-олова перспективны для применения в различных областях техники ввиду ряда их уникальных свойств [1-3]. Существуют исследования температурной стабильности таких плёнок при нагревании и высоких температурах [4, 5], вместе с тем практически отсутствуют данные об изменении свойств таких пленок при отрицательных температурах по шкале Цельсия. Таким образом, для работы изделий на основе пленок ИТО в условиях Крайнего Севера и Арктики необходимо выполнить комплексные исследования зависимости сопротивления пленок в широком температурном диапазоне.

Объектом исследования являлись пленки оксида индий-олова (ИТО), полученные методом магнетронного реактивного распыления мишени In-Sn (90%:10%), при температуре подложки: 300 °С; время осаждения: 20 минут; токе разряда: 0,3А; толщина пленки = 60 нм; рабочая атмосфера: Ar+O<sub>2</sub> (содержание кислорода 10-12%); с последующим отжигом при температуре = 400 °С, время = 40 минут.

Поверх пленки ИТО наносили алюминиевые контакты методом термического испарения в вакууме, при времени осаждения 5 секунд, токе испарителя 25-35 А, и давлении в вакуумной камере: 10<sup>-5</sup> мм.рт.ст.

Слой SiO<sub>2</sub> получается методом магнетронного распыления мишени кремния (Si) в атмосфере кислорода при токе разряда 200 мА, времени напыления 40 минут. Толщина получившегося слоя 200 нм.

Полученные контакты алюминия к пленке ИТО являются омическими контактами.

Полученные пленки оксида индий-олова являются вырожденным полупроводником n-типа проводимости, у которых уровень Ферми находится выше дна зона проводимости на 0,092 эВ.

Все образцы подвергались термоциклированию – смене температуры образцов, повторяющейся 30 раз.

Образец №1 подвергался нагреву в атмосфере газа с помощью миниатюрной печи, образец №2 с помощью тока, пропускаемого через него. Установлено, что нагрев не влияет на изменение сопротивления.

Выявлено, что у не защищенных образцов №1 и №2 при проведении термоциклирования в атмосфере газа (воздух или азот, соответственно) сопротивление увеличивается и обратно к начальному значению не возвращается. За один цикл нагрева сопротивление у образцов меняется от 0,5% до 9,7%. То есть изменение сопротивления образцов при нагреве является необратимым явлением.

Помещенные под вакуум (давление в вакуумной камере 4,5·10<sup>-5</sup> мм.рт.ст.) образцы №1 и №2 при нагреве увеличивали свое сопротивление. С охлаждением сопротивление возвращалось к исходным значениям.

У образцов №3 и №4, с нанесенным поверх пленки ИТО защитным покрытием из SiO<sub>2</sub>, изменение сопротивления в процессе нагрева в атмосфере газа не выявлено.

Выдвинута гипотеза о том, что в процессе нагрева пленки ИТО без защитного покрытия на ее поверхности образуются слой оксида или нитрида, которые при каждом последующем цикле термоциклирования оказывают все большее влияние на сопротивление пленки ИТО.

Защитное покрытие пленки ИТО из SiO<sub>2</sub> препятствует протеканию химической реакции на поверхности пленки оксида индий-олова, что положительно сказывается на стабильности сопротивления образцов.

Для исследования влияния низких температур на свойства плёнок был использован жидкий азот, в который помещалась пленка на поверхности подложки с напыленными контактами и установленными токовыводами. При испарении жидкого азота и нагревании пленки строили вольт-амперные характеристики образцов.

Установлено, что с ростом температуры сопротивление образца увеличивается, при охлаждении сопротивление начинает монотонно убывать, но обратно к исходному значению не возвращается, а становится больше на 9,7%. Схожий результат наблюдается у пленки, которая подвергалась температурному воздействию при атмосфере воздуха, но изменение значения сопротивление у такого образца составило 3,16% практически в 4 раза меньше, чем у данного образца.

В виду того, что при нагреве пленки в атмосфере газа ее сопротивление увеличивается и при охлаждении не возвращается к первоначальным данным, то есть значение сопротивления является в данном случае необратимой величиной, можно выдвинуть гипотезу о том, что на поверхности пленки ИТО при температурном воздействии образуется пассивирующий слой, который при каждом последующем воздействии будет нарастать и вносить существенный вклад в проводимость пленок ИТО.

При проведении термоциклирования образцов без защитного покрытия в атмосфере газа процесс изменения сопротивления является необратимым. За один цикл нагрева от комнатной температуры до плюс 180 °С и охлаждения в атмосфере воздуха сопротивление пленки увеличивается на 0,5 – 3,6%, в атмосфере азота на 9,7%. Следовательно, процесс азотирования оказывает примерно в 3 раза больше воздействия на сопротивление образца.

Полученные результаты и гипотезы в настоящей работе можно положить в основу механизма работы нагревательного элемента, который будет использоваться в стеклах. На стекла наносится слой прозрачной проводящей оксидной пленки индий-олова с покрытой поверх нее защитной пленкой из SiO<sub>2</sub>. В результате получается триплекс – два стекла и пленка между ними.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Крылов П.Н., Закирова Р.М., Федотова И.В. Оптические свойства пленок ИТО, полученных высокочастотным магнетронным напылением с сопутствующей ионной обработкой // Физика и техника полупроводников. 2013. Том 47. Вып. 10. С. 1421–1424.
2. Амосова Л.А. Электрооптические свойства и структурные особенности аморфного ИТО // Физика и техника полупроводников. 2015. Том 49. Вып. 3. С. 426–430.
3. Жидик Ю.С. Прозрачные омические контакты для изделий гетероструктурной полупроводниковой оптоэлектроники: дис. ... канд. тех. наук. Томск. 2019. 159 с.
4. Троян П.Е., Жидик Е.В., Жидик Ю.С. Исследование температурной стабильности характеристик плёнок ИТО для их применения в качестве тонкопленочного прозрачного нагревательного элемента // Сборник трудов IV Международной научной конференции студентов и молодых ученых «Молодежь, наука, технологии: новые идеи и перспективы». Томск. 2017. С. 93.
5. Сахаров Ю.В., Троян П.Е., Жидик Ю.С. Исследование механизмов электропроводности плёнок оксида индия, легированного оловом // Доклады ТУСУР. 2015. № 3(37). С. 85.

**ФОРМИРОВАНИЕ (УЛЬТРА)МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-Mg-Sc, ПОДВЕРГНУТОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ**

Латыпова О.Э., Ситдииков О.Ш., Автократова Е.В., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

Исследованы механизмы измельчения зерен в горячепрессованном и отожженном алюминиевом сплаве 1570 (Al-5,8%Mg-0,32%Sc) в процессе всесторонней изотермическойковки (ВИК), проводимой до деформации  $e = 12,6$  при температуре  $325^{\circ}\text{C}$  ( $\sim 0,65 T_{\text{пл}}$ ) и скорости деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Перед ковкой сплав имел частично рекристаллизованную структуру с долей высокоугловых границ около 40%, состоящую на 65% из крупных вытянутых зерен с развитой субструктурой и на 35% - из мелких равноосных зерен размером около 4 мкм. На ранних стадиях ВИК в областях "мантии" исходных крупных зерен формировались новые мелкие (суб)зерна, окруженные мало- и высокоугловыми границами. Их объемная доля и разориентировка границ увеличивались с ростом степени деформации, что приводило к формированию однородной зеренной структуры со средним размером зерна около 1,5 мкм и долей высокоугловых границ около 80%. Наблюдалось интенсивное взаимодействие решеточных дислокаций и границ (суб)зерен с наноразмерными выделениями  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , присутствующими в сплаве. Даже при высокой температуре деформации дисперсные выделения эффективно препятствовали миграции границ зерен и обеспечивали последовательные процессы накопления дислокаций, образования субграниц высокой плотности и их трансформации в высокоугловые границы с окончательным формированием новой (ультра)мелкозернистой структуры. Анализ зависимостей структурных параметров от степени деформации показал, что измельчение зерен происходит по механизму непрерывной динамической рекристаллизации.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК  
ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭИ  
В УСЛОВИЯХ ТОЧЕЧНОГО И ЛИНЕЙНОГО ТРИБОКОНТАКТОВ**

<sup>2</sup>Ло Цзянкунь., <sup>1</sup>Буслович Д.Г., <sup>1</sup>Корниенко Л.А., <sup>1</sup>Алексенко В.О., <sup>1,2</sup>Панин С.В.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Высокотехнологичные термопластичные полиимиды (ПИ, ПЭИ), обладая высокими механическими свойствами в широком интервале температур эксплуатации, привлекают разработчиков полимерных композитов для антифрикционных применений. Однако, несмотря на все присущие им достоинства, ненаполненные полиимиды практически не применяются для изготовления деталей трибоузлов, поскольку в ненаполненном виде по причине высокой прочности и коэффициента трения испытывают значительный износ в условиях сухого трения скольжения.

Решение данной проблемы достигается посредством введения ряда твердосмазочных наполнителей, позволяющих уменьшать износ и коэффициент трения сопряженных деталей в узлах трения. К наиболее распространенным (бюджетным) твердосмазочным материалам для наполнения полимерных матриц относятся политетрафторэтилен (ПТФЭ), графит, дисульфид молибдена ( $\text{MoS}_2$ ) и ряд других. Многочисленные исследования трибологического поведения композитов на основе полиимидов показали, что независимо от типов вводимых наполнителей неизменным условием повышения сопротивления изнашиванию является формирование тонкой и устойчивой пленки переноса и ее надежная фиксация на контртеле. Поэтому вопрос формирования и закрепления пленки переноса на контртеле/поверхности скольжения композита является определяющим в проектировании эксплуатационных характеристик антифрикционных композитов (в частности, на основе ПЭИ).

В настоящей работе исследованы трибологические характеристики композитов на основе термопластичного ПЭИ, армированного рубленными углеродными волокнами (РУВ) и наполненного твердосмазочными частицами различной природы (органическим ПТФЭ и кристаллическим графитом), при испытании по металлическому контртелу при точечном («шар-диск») и линейном контакте («вал-колодка») с целью выработки практических рекомендаций по предпочтительным режимам эксплуатации разрабатываемых антифрикционных композитов на основе ПЭИ в узлах трения различного назначения.

Показана определяющая роль схемы и условий трибоиспытаний (точечный контакт: схема «шар-по-диск»; линейный контакт: схема «вал-колодка») на сопротивление изнашиванию трехкомпонентных высокопрочных антифрикционных композитов на основе ПЭИ. При точечном контакте и низкой шероховатости контртела  $R_a=0.02$  мкм в трехкомпонентных композитах более эффективным твердосмазочным компонентом является ПТФЭ. При линейном контакте и высокой шероховатости контртела  $R_a=0.2$  мкм более эффективными являются частицы графита, поскольку позволяют сформировать стабильный трибослой на поверхности скольжения композитов при металло-полимерном трибосопряжении.

Показано, что повышение трибологических свойств трехкомпонентных армированных, антифрикционных композитов на основе ПЭИ в условиях точечного и линейного трибоконтатов обусловлено формированием пленки переноса/трибослоя, закономерности формирования которых определяются трибоактивностью модифицирующего (твердосмазочного) наполнителя и условиями трибонагружения.

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПЛЕНОК ОКСИДА ИНДИЙ-ОЛОВА (ИТО) К АДсорБИРОВАННЫМ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ ВЕЩЕСТВАМ

<sup>1</sup>Майкова А.В., <sup>1</sup>Сахаров Ю.В., <sup>1</sup>Жидик Ю.С., <sup>1,2,3</sup>Мостовщиков А.В.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Глобальное потепление является одной из проблем, представляющих серьезную угрозу северным и арктическим территориям вследствие оттаивания грунтов, повышению уровня воды в природных водоёмах и т.п. В качестве одной из основных причин потепления общепринято считать наличие выбросов парниковых газов, контроль за концентрацией которых в атмосфере является важной экологической задачей.

В настоящее время датчики на основе газочувствительных материалов (ГЧМ) помогают решить целый ряд проблем, связанных с защитой окружающей среды, контролем физиологического состояния человека, а также качеством продукции на этапах ее создания и дальнейшей эксплуатации. При этом актуальной темой для исследования являются сенсоры, которые бы имели высокую чувствительность при малом нагреве или вовсе без температурного воздействия [1], что особенно актуально при их использовании для работы в условиях Крайнего Севера и Арктики.

В данной работе исследуется влияние адсорбции различных газов в агрессивных химических средах на сопротивление прозрачных проводящих ИТО пленок. Так как контроль концентрации химически агрессивных газов в атмосфере, в которой находится прибор микроэлектроники, является актуальной проблемой при его эксплуатации, то при включении в устройство датчика на основе прозрачной пленки ИТО можно проконтролировать адсорбцию агрессивных газов и предотвратить их утечку или превышение предельной концентрации.

При нанесении на полупроводниковые оксиды металлических пленок возникает контакт между металлом и полупроводником, который может быть омическим и выпрямляющим. Свойства контакта металла с полупроводником зависят от работы выхода электронов из металла в вакуум (АМ) и из полупроводника в вакуум (АП) [2]. Под работой выхода электрона понимают энергию, необходимую для переноса электрона с уровня Ферми на энергетический уровень свободного электрона. Чем меньше работа выхода, тем больше электронов может выйти из данного тела.

1.  $AM < AP$ , полупроводник n-типа. В данном случае будет преобладать выход электронов из металла (М) в полупроводник (n), поэтому в слое полупроводника около границы раздела накапливаются основные носители (электроны), и этот слой становится обогащенным, т.е. имеющим повышенную концентрацию электронов. Сопротивление этого слоя будет малым при любой полярности приложенного напряжения, и, следовательно, такой переход не обладает выпрямляющим свойством. Такой контакт называют омическим и используют для подключения выводов электронных приборов к токопроводящим линиям на поверхности полупроводникового кристалла.

2.  $AP < AM$ , полупроводник p-типа. В этом случае будет преобладать выход электронов из полупроводника в металл, при этом в приграничном слое также образуется область, обогащенная основными носителями заряда (дырками), имеющая малое сопротивление. Такой переход также не обладает выпрямляющим свойством.

3.  $AM > AP$ , полупроводник n-типа. При таких условиях электроны будут переходить главным образом из полупроводника в металл и в приграничном слое полупроводника образуется область, обедненная основными носителями заряда и имеющая большое сопротивление. Здесь создается сравнительно высокий потенциальный барьер, высота которого будет существенно зависеть от полярности приложенного напряжения. Если  $AP \gg AM$ , то возможно образование инверсного слоя (p-типа). Такой контакт обладает

выпрямляющим свойством.

В зависимости от типа электропроводности полупроводника и соотношения работ выхода в кристалле может возникать обедненный, инверсный или обогащенный слой носителями электрических зарядов. После получения экспериментальных образцов пленок ИТО толщиной около 30 нм с предварительным термическим отжигом и без него с алюминиевыми контактами толщиной 150–200 нм был определен контакт на границе металл-полупроводник данной структуры. Полученный контакт по анализу вольтамперной характеристики снятой при прямом и обратном включении образца в цепь оказался омическим, а значит пригодным для исследования газочувствительных свойств образцов при подключении к ним выводов электронных приборов.

В данной работе при помощи разработанной методики был проведен ряд экспериментов по измерению сопротивления (чувствительности) пленок оксида индий-олова (ИТО) к адсорбированным на их поверхность веществам, а именно ацетона ( $CH_3-C(O)-CH_3$ ), изопропилового спирта ( $CH_3-CH(OH)-CH_3$ ) и бензина-растворителя Калоша (далее нефрас С2-80/120) ( $C_8H_{15}$ ). При этом в ходе экспериментов были измерены датчиком газов MQ-9, подключенном к плате Arduino, концентрации испаряющихся веществ, значения которых поддерживались постоянными (30 – 36 ppm) за счет проведения экспериментов в эксикаторе.

Целью первого эксперимента является исследование влияния нагрева над адсорбирующимися на поверхность полученного образца пленки ИТО с металлическими контактами веществами на его полное сопротивление. Во втором эксперименте проверяется возобновляемость результатов измерения зависимости чувствительности пленки ИТО при неоднократном воздействии адсорбирующихся на ее поверхность веществ от времени проведения эксперимента. Третий и четвертый эксперименты аналогичны первому и второму соответственно, однако в них исследовались образцы пленок ИТО без предварительного термического отжига.

По результатам проведенных исследований были сформулированы выводы о том, что тонкие пленки ИТО с предварительным отжигом могут многократно использоваться в виде детекторов газов, имеющих наибольшую чувствительность к ацетону (36 – 37%) и нефрасу С2-80/120 (28 – 29%), и наименьшую – к изопропиловому спирту (18 – 19%); чувствительность полученных пленок ИТО на детектируемые газы практически не зависит от температуры нагрева структуры, а слабое увеличение сопротивления пленки при нагреве может быть связано с адсорбцией кислорода на ее поверхность; полученная для образца без предварительного отжига температурная зависимость чувствительности имеет отличный характер от зависимости снятой для образца с предварительным отжигом, что говорит о дефектности пленки ИТО, не прошедшей предварительный отжиг; неотожженная пленка имеет наибольшую чувствительность к нефрасу С2-80/120 (11,5 – 16%), меньшую – к ацетону (8 – 12%), и наименьшую – также к изопропиловому спирту (7,6 – 9,4%). Однако чувствительность полученного образца к испаряющимся веществам уменьшается с увеличением числа проведения экспериментов по детектированию одного и того же газа, что говорит о том, что пленка ИТО, не прошедшая предварительный отжиг, является датчиком газов, имеющим чувствительность хуже, чем образец с предварительным отжигом, а также меньшее число срабатывания с возможным выходом его из строя при дальнейшей эксплуатации. Таким образом, отжиг пленок ИТО играет важную роль в улучшении их газочувствительных свойств и стабильности выдаваемых показаний сопротивления при адсорбции газов.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Кравченко Е.И. Исследование функциональных характеристик сенсоров газов на основе газочувствительных материалов с рабочими температурами 20 – 200°C: автореф. на соиск. ученой степ. канд. техн. наук. Таганрог, 2013. 21 с.
2. Божков В.Г. Контакт металл-полупроводник: физика и модели. Томск: Издательский Дом Томского государственного университета. – 2016. – 528 с.

**ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ABC-ДЕФОРМАЦИИ ПРИ 450°C НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В2 ФАЗЫ СПЛАВА Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>**

Мионов Ю.П., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Гусаренко А.А., Лотков А.И., Бобров Д.И.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Термоупругие мартенситные превращения в сплавах на основе никелида титана обеспечивают проявление сплавами эффектов памяти формы и сверхэластичности. Основными способами управления этими эффектами являются легирование и термообработка. В настоящее время активно изучаются механизмы формирования в сплавах на основе TiNi субмикроструктурных или нанокристаллических структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД), одним из которых является ковка с переменной осью деформирования или *abc*-прессование [1]. Происходящее при этом измельчение зёрно-субзёрненной структуры сплава может приводить к повышению его прочностных свойств и смещению температур мартенситных превращений [2, 3], что создаёт важный канал управления указанными выше эффектами. В [3] показано, что в сплаве Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> методом теплого *abc*-прессования достигается ультрамелкозернистая структура на основе субмикроструктурной и нанокристаллической составляющих, объемная доля которых повышается при понижении температуры прессования до 300°C. Определён характер влияния величины истинной *abc*-деформации при 300°C на параметры микроструктуры и температуры мартенситных превращений [4, 5].

Цель настоящей работы представить результаты исследований методом рентгеноструктурного анализа (РСА) изменения фазового состава, параметров элементарной ячейки, величины областей когерентного рассеяния (ОКР), микроискажений кристаллической решётки и величины плотности дислокаций в В2 фазе в зависимости от величины *abc*-деформации при 450°C.

Исследования проведены на образцах сплава Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы В19'. Последовательность изготовления образцов для исследования описана в работе [5]. Образцы с различной величиной заданной истинной деформации  $\epsilon$  (0.29; 0.62; 1.82; 4.15; 6.44; 8.44) получали изотермическим *abc*-прессованием при 450°C. В качестве исходного выбрано состояние образцов сплава после формирования заготовки в виде куба со стороной 20 мм, полученное путём одного цикла *abc*-прессования при температуре 800°C.

Рентгеноструктурный анализ при комнатной температуре и при температуре 120°C проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), с фильтрованным Со-К $\alpha$  излучением (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН).

Установлено, что все дифракционные профили рефлексов претерпевают уширение по мере увеличения деформации при *abc*-прессовании. Из Рис. 1 можно видеть, что основной прирост ширины профиля (220)В2 происходит в диапазоне истинных деформаций  $\epsilon$  до 1, где также наблюдается смещение центра тяжести профиля влево. Величина среднего параметра элементарной ячейки фазы В2 ( $a_{В2}$ ) изменяется от  $3.0182 \pm 0.0003 \text{ \AA}$  в исходном образце до  $3.021 \pm 0.001 \text{ \AA}$  при максимальных истинных деформациях. Из анализа формы дифракционных отражений типа (00 $l$ )В19' при комнатной температуре и отражений типа (hh0)В2 при 120°C, определены вклады в физическое уширение этих отражений вследствие изменения величины областей когерентного рассеяния (ОКР) и величины микроискажений кристаллических решёток фаз В19' и В2. Получено, что уже на начальном этапе процесса *abc*-деформирования происходит увеличение средней величины микроискажений  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  кристаллической решётки В2 от 0.2% до 0.44% и уменьшение её средних размеров ОКР от 250 нм в образце исходного состояния до минимальных значений 43 нм в деформированных образцах. При этом, если величина  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$  претерпевает скачок уже после первой же заданной образцам деформации ( $\epsilon = 0.29$ ), а затем меняются слабо, то средняя величина

параметра  $a_{B2}$  и размера ОКР имеют более монотонные изменения при задании истинной деформации  $e$ . Выявлен монотонный рост статических среднеквадратичных смещений атомов ( $\langle \bar{U}^2 \rangle$ ), при температуре 120°C) при увеличении истинной  $abc$ -деформации  $e$  и определено изменение скалярной плотности дислокаций в B2 фазе (Рис. 2). Показана корреляция полученных параметров дефектной структуры мартенситной фазы B19' и аустенитной B2.

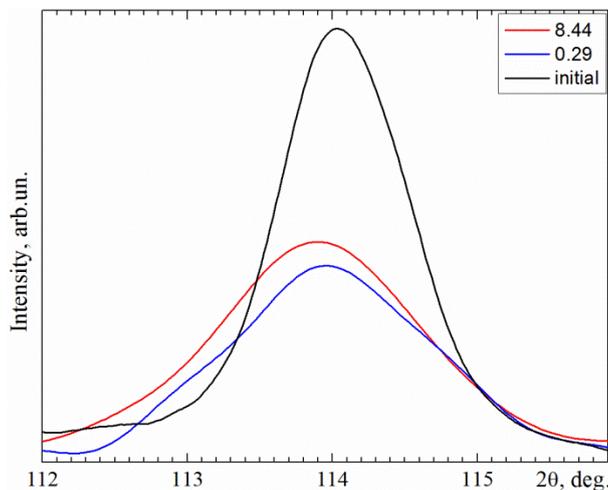


Рис. 1. Профили дифракционного рефлекса  $(220)_{B2}$  для образцов сплава  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  при температуре 120°C, в исходном состоянии и после  $abc$ -прессования до  $e = 0.29$  и 8.44

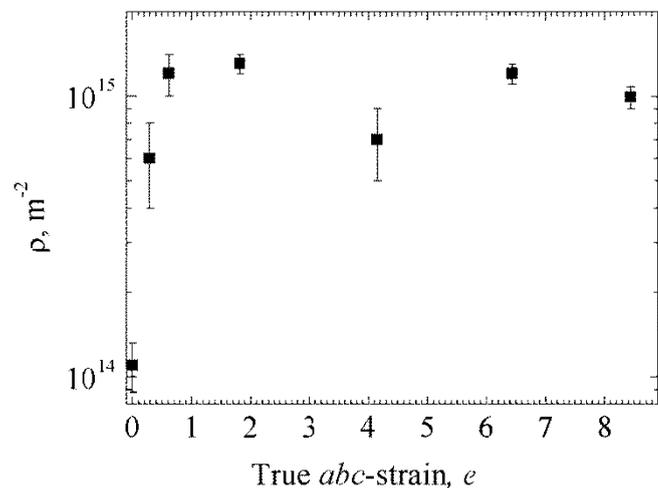


Рис. 2. Зависимость скалярной плотности дислокаций в B2 фазе от величины истинной  $abc$ -деформации  $e$  для образцов сплава  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  при температуре 120°C

Полученные в процессе  $abc$ -прессования при 450°C изменения микроструктурных характеристик в значительной степени оказываются сходными с полученными ранее при  $abc$ -прессовании при 300°C [4]. Однако, диапазон изменений большинства из них оказался уже обнаруженного в процессе  $abc$ -прессования при 300°C.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, комплексный проект № FWRW-2021-0004.*

1. Современные методы интенсивной пластической деформации / Утяшев Ф.З. Уфа, Изд.-во УГАТУ. – 2008. – 313 с.
2. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Гирсова Н.В., Табаченко А.Н. Формирование ультрамелкозернистого состояния, мартенситные превращения и неупругие свойства никелида титана после  $abc$ -прессования // Вопросы материаловедения. 2008. № 1(53). С. 161–165.
3. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Dudarev E.F., Koval Y.N., Girsova N.V., Kashin O.A., Tabachenko A.N., Firstov G.S., Timkin V.N., Zhapova D.Y. Ultrafine Structure and Martensitic Transformation in Titanium Nickelide after Warm  $abc$  Pressing // Inorg. Mater. Appl. Res. 2011. V. 2. P. 548–555. DOI: 10.1134/S2075113311050145.
4. Kashin O., Lotkov A.I., Grishkov V., Krukovskii K., Zhapova D., Mironov Y., Girsova N., Kashina O., Barmina E., Effect of  $abc$  Pressing at 573 K on the Microstructure and Martensite Transformation Temperatures in  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  (at%) // Metals. 2021. V. 11(7). 1145. DOI: 10.3390/met11071145.
5. Oleg Kashin, Konstantin Krukovskii, Aleksandr Lotkov and Victor Grishkov. Effect of True Strains in Isothermal  $abc$  Pressing on Mechanical Properties of  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  Alloy // Metals. 2020. V. 10. 1313. DOI:10.3390/met10101313.

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЗОН ОБРАЗЦОВ СПЛАВА  $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$  ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В ФИЗИОЛОГИЧЕСКОМ РАСТВОРЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ДЛИТЕЛЬНОМ СТАРЕНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ**

Миронов Ю.П., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Бобров Д.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе никелида титана, обладающие эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, хорошей пластичностью, высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью, применяются, как в различных технических устройствах [1], так и в качестве медицинских материалов для изготовления имплантатов [2, 3]. Вместе с тем, при длительном контакте с водородсодержащими средами (в том числе с биологическими средами живых организмов) они подвержены развитию водородной хрупкости. Насыщение водородом сплавов на основе TiNi приводит к понижению температур термоупругих мартенситных превращений, деградации ЭПФ и сверхэластичности [4-6], а также к развитию трещинообразования и разрушению [7, 8]. Одним из важных факторов, способствующих деградации функциональных и механических свойств, является формирование гидридных фаз в процессе наводороживания [8]. Ранее показано, что при наводороживании в физиологическом растворе, в образцах сплава  $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$  (ат.%) формируется орторомбическая гидридная фаза [9], структура которой отличается от тетрагональной структуры гидридной фазы, наблюдавшейся в сплавах на основе TiNi другими исследователями [7, 10-12].

В работе исследовано влияние старения при комнатной температуре электролитически наводороженных в физиологическом растворе 0.9% NaCl образцов сплава  $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$  (ат.%) на изменение его структурно-фазового состояния.

Образцы сплава  $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$  при комнатной температуре находились в состоянии высокотемпературной B2 фазы (кубическая структура, упорядоченная по типу CsCl). Насыщение образцов водородом проводили при комнатной температуре в физиологическом растворе (0,9NaCl) в течение 0.5; 1; 1.5; 2; 3; 4 и 6 часов. Плотность тока при этом составляла 20 А/м<sup>2</sup>. Концентрацию водорода в исследуемых образцах определяли на анализаторе RHEN 602 фирмы LECO, а распределение водорода по глубине образцов исследовали на установке GD Profiler 2. Рентгеноструктурный анализ (РСА) проведен на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) с фильтрованным излучением Co-K $\alpha$  (ЦКП «Нанотех», ИФПМ СО РАН).

Установлено, что рефлексы гидридной фазы, формирующейся при наводороживании сплава  $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$  (ат.%), не идентифицируются в предположении присутствия известной гидридной фазы  $TiNiH_x$  ( $x$  от 0.3 до 1.0) с тетрагональной структурой (пространственная группа I4/mmm). В то же время, их конфигурация наиболее близка к орторомбической структуре, аналогичной структуре орторомбического гидрида  $TiFeH_{0.94}$  (пространственная группа Pnctm). Получены зависимости параметров решетки этой орторомбической структуры и объемного эффекта при её формировании от длительности наводороживания (для гидрида после 6 часов наводороживания  $a_H = 2.890 \text{ \AA}$ ,  $b_H = 4.726 \text{ \AA}$ ,  $c_H = 4.410 \text{ \AA}$  и объемный эффект +10.2%).

Дифрактограммы наводороженных образцов, полученные в процессе их последующего старения при комнатной температуре, представлены на Рис. 1. Время старения указано в часах от момента окончания наводороживания. По мере старения образцов наиболее существенно уменьшаются интенсивности рефлексов гидридной фазы (обозначены  $(hkl)^H_{ОРТ}$ ) вблизи углов  $2\theta \approx 48-49^\circ$ , правее которых в результате старения появляется рефлекс (110) фазы B2, и более плавно снижаются интенсивности рефлексов  $(hkl)^H_{ОРТ}$  вблизи углов  $2\theta \approx 22^\circ$  и  $45^\circ$ . При этом одновременно положения всех отражений гидридной фазы сдвигаются вправо, указывая на уменьшение соответствующих межплоскостных расстояний  $d_{hkl}$ .

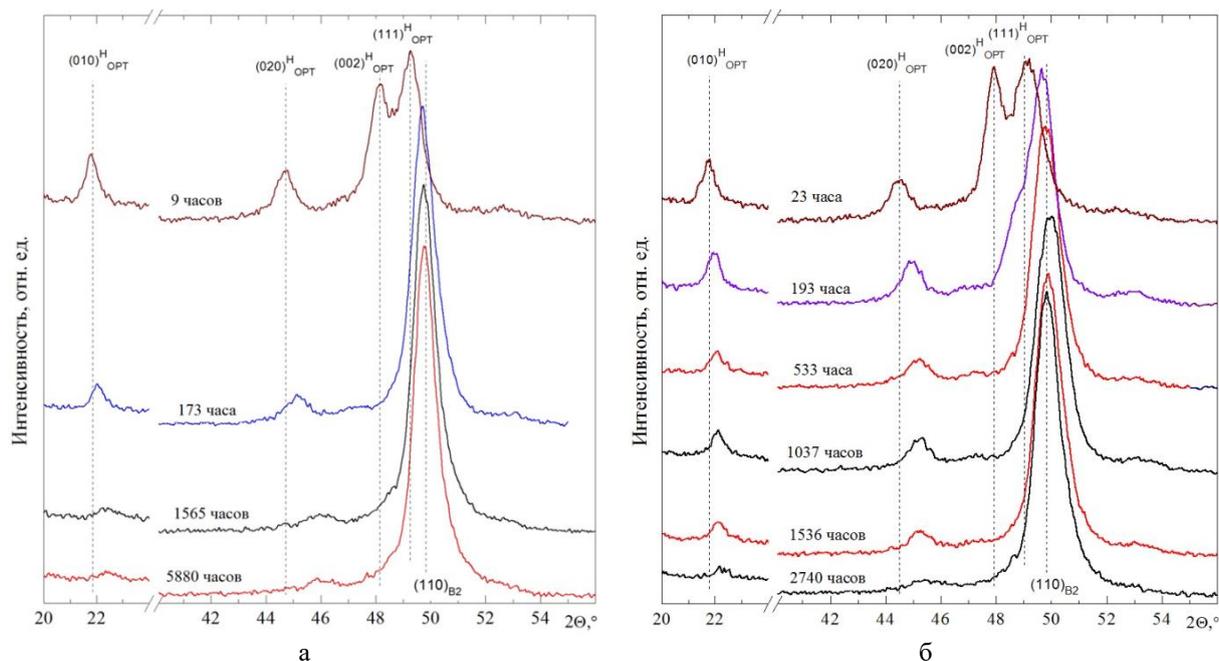


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм образца исследуемого сплава в процессе старения при комнатной температуре, после 2 часов (а) и 6 часов (б) наводороживания в физиологическом растворе ( $20 \text{ A/m}^2$ )

Обнаружено, что в процессе длительного старения наводороженных образцов при комнатной температуре, вследствие развития диффузии водорода из поверхностных слоёв в объём образцов, орторомбическая гидридная фаза диссоциирует. Выявлена корреляция полноты диссоциации орторомбического гидроксида с длительностью хранения при комнатной температуре (со средним содержанием водорода в приповерхностном слое образцов). Остаточный орторомбический гидрид сохраняется даже после 5000 ч. хранения.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием ИФПМ СО РАН (проект № FWRW-2021-0004).*

1. Применение эффекта памяти формы в современном машиностроении / А.С. Тихонов, А.П. Герасимов, И.И. Прохорова. М.: Машиностроение. – 1981. – 81 с.
2. Сплавы с термомеханической памятью и их применение в медицине / В.Н. Журавлев, В.Г. Пушин. Екатеринбург, Изд-во УрО РАН. – 2000. – 150 с.
3. Kapoor D. Nitinol for Medical Applications: A Brief Introduction to the Properties and Processing of Nickel Titanium Shape Memory Alloys and their Use in Stents // Johnson Matthey Technology Review. 2017. V. 61. P. 66–76.
4. Asaoka, K., Yokoyama, K., Nagumo, M. Hydrogen embrittlement of nickel-titanium alloy in biological environment // Metal. Mater. Trans. A. 2002. V. 33. P. 495–501.
5. Baturin A., Lotkov A., Grishkov V., Rodionov I., Bordulev Y., Kabyllakov Y. Hydrogen diffusion and the effect of hydrogen on structural transformations in binary TiNi based alloys // Int. J. Hydrog. Energy. 2019. V. 44. P. 29371–29379.
6. Adachi Y., Wade N., Hosoi Y. Effect of Hydrogen on the Shape Memory Effect and Transformation Behavior of Ti-Ni Alloys // J. Japan Inst. Metals. 1990. V. 54. P. 525–531.
7. Hagi H., Mizuno M., Ibe T. Hydrogen Embrittlement of 50.9at%Ni-Ti Alloy Caused by Cathodic Polarization // J. Surf. Finish. Soc. Jap. 1997. V. 48. P. 826–831.
8. He J.Y., Gao K.W., Su Y.J., Qiao L.J., Chu W.Y. The effect of hydride and martensite on the fracture toughness of TiNi shapememory alloy // Smart Mater. Struct. 2004. V. 13. P. 24–28.
9. V. Grishkov, A. Lotkov, D. Zhapova, Y. Mironov, V. Timkin, E. Barmina, O. Kashina. Structure and Phase State of Ti49.4Ni50.6 (at%) Hydrogenated in Normal Saline // Materials. 2021. V. 14(22). 7046.
10. Noreus D., Werner P.-E., Alasafi K., Schmidt-Ihn E. Structural studies of TiNiH // Int. J. Hydrog. Energy. 1985. V. 10. P. 547–550.
11. Soubeyroux J.L., Fruchart D., Lorthioir G., Ochin P., Colin D. Structural Study of Hydrides NiTiH<sub>x</sub> (x = 1.0 and 1.4) // J. Alloys Comp. 1993. V. 196. P. 127–132.
12. Nam T.H., Shimizu K., Saburi T., Nenno S. Crystal Structure of a Hydride Formed by Electrochemical Hydrogenation in a Ti-Ni-Al Alloy // Mater. Trans. JIM. 1989. V. 30. P. 539–548.

**МЯГКИЕ ГЕЛЕПОДОБНЫЕ САМОСОБИРАЮЩИЕСЯ КОЛЛОИДНЫЕ СЕТКИ**

Молчанов В.С., Шишханова К.Б., Ростовцев А.В., Филиппова О.Е.

*Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва*

Современные коллоидные многокомпонентные гелеподобные системы на основе полимеров, цилиндрических (червеобразных) мицелл поверхностно-активных веществ (ПАВ) и наночастиц различной формы, самоорганизующихся в водной среде, привлекают внимание исследователей как адаптивные или умные мягкие системы, способные к перестроению структуры и изменению механических свойств под воздействием внешних факторов или небольших изменений состава системы. Механизм изменения структуры системы обычно реализуется через влияние на физические взаимодействия: гидрофобные, электростатические, магнитные и т.д. [1, 2]. Такие системы используются в косметике, бытовой химии, в нефтедобыче для технологии гидроразрыва пласта.

Червеобразные мицеллы ПАВ – это гибкие цилиндрические мицеллы – полимероподобные цепи, достигающие в длину десятков микрон при поперечном размере 4-6 нм. Такие мицеллярные цепи подобно полимерным способны переплетаться в растворе с образованием трехмерной сетки и придавать им уникальные вязкоупругие свойства [1–3]. Вязкости таких растворов могут превышать вязкость воды в  $10^6$  раз и обладать упругим откликом при кратковременных механических воздействиях сравнимым с химически сшитыми полимерными гелями.

В работе были созданы червеобразные мицеллы на основе смеси цвиттерийонного и анионного ПАВв. Показано, что реологические свойства растворов немонотонно изменяются при увеличении количества ПАВ, так как кроме роста числа мицелл растет их длина и появляются разветвленные мицеллы [2]. Изменения структуры мицелл вызваны экранировкой электростатических взаимодействий на поверхности мицелл при увеличении количества ионов соли. Обнаружено, что нанопластины глины бентонит могут быть использованы для изменения свойств сеток переплетенных червеобразных мицелл ПАВ [4–5]. Было показано, что червеобразные мицеллы прикрепляются торцевыми частями к слою ПАВ, на поверхности частиц, что является выгодным, так как уменьшается количество энергетически невыгодных торцевых частей мицелл. Таким образом, наночастицы работают как мультифункциональные физические шивки в сетке. Обнаружено, что наиболее прочные шивки между мицеллами и наночастицами образуются в случае частично разветвленных мицелл, что объясняется тем, что кривизна мицеллы в области ветвления близка кривизне участка мицеллы в области шивки с нанопластиной. В результате образования физических шивок время релаксации и вязкость таких вязкоупругих растворов увеличивается в 15 раз.

Таким образом, впервые созданы и изучены нанокомпозитные коллоидные гелеподобные сетки червеобразных мицелл и нанопластин глины и обнаружены условия формирования прочных шивок между ними.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 21-73-30013).*

1. Квятковский А.Л., Молчанов В.С., Филиппова О.Е. Полимероподобные червеобразные мицеллы ионогенных поверхностно-активных веществ: структура и реологические свойства // Высокомолекулярные соединения. Серия А. 2019. Т. 61, № 2. С. 180–192.
2. Pletneva V.A., Molchanov V.S., Philippova O.E. Viscoelasticity of smart fluids based on wormlike surfactant micelles and oppositely charged magnetic particles // Langmuir. 2015. Vol. 31, №. 1. P. 110–119.
3. Molchanov V.S., Kuklin A.I., Orekhov A.S. et al. Temporally persistent networks of long-lived mixed wormlike micelles of zwitterionic and anionic surfactants // Journal of Molecular Liquids. 2021. Vol. 339. P. 116955.
4. Molchanov V.S., Efremova M.A., Orekhov A.S. et al. Soft nanocomposites based on nanoclay particles and mixed wormlike micelles of surfactants // Journal of Molecular Liquids. 2020. Vol. 315. P. 113684.
5. Молчанов В.С., Куклин А.И., Орехов А.С., и др. Сетки “живых” мицеллярных цепей, наполненные природными наночастицами // Высокомолекулярные соединения. Серия С. 2021. Т. 63, № 2. С. 159–170.

**ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ CuAl-WC С ПОМОЩЬЮ СОВМЕЩЕННОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ**

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Металломатричные композиты (ММК) представляют большой интерес как для промышленного применения, так и для научных исследований, поскольку, за счет вариации компонентов, существует возможность создания материала с превосходными механическими, физическими и химическими характеристиками под конкретную задачу. А за счет развития новых технологий, получения новых материалов, появления новых технологий производства вариативность создания ММК повышается многократно.

Карбид вольфрама (WC) является хорошим выбором для создания ММК на основе алюминиевой бронзы, поскольку WC сохраняет его высокую твердость при температуре до 1400 °С, обладает высокой износостойкостью, а также не претерпевает фазовых изменений при нагревании и охлаждении и сохраняет свою стабильность на неопределенный срок. В то же время WC обладает совместимостью со сплавами меди за счет хорошей смачиваемости и не образует сложных межфазных интерметаллических слоев со сплавами меди. Таким образом, использование карбида вольфрама в качестве наполнителя в CuAl матрице позволит создать дисперсно-упрочненный ММК, стабильный в процессе создания, а также в процессе использования в условиях повышенных температур. В данной работе, композиционный материал системы CuAl-WC триботехнического назначения создается совмещенным порошково-проволочным методом аддитивной электронно-лучевой печати (ЭЛАП). Данный метод ранее был применен для получения ММК системы CuAl-B4C [1]. Цель данного исследования состояла в том, чтоб заложить основу между концентрацией армирующего материала, размерами частиц, параметрами процесса и характеристиками микроструктуры CuAl-WC ММК и его трибологическими свойствами. Что позволило оценить возможности метода совмещенной ЭЛАП для создания композитов на основе алюминиевой бронзы.

Полученный в ходе эксперимента материал характеризуется гомогенным распределением частиц карбида в бронзовой матрице, частицы WC в процессе печати претерпевают изменения, уменьшается их средний размер с 200 до 45, со 100 до 23, с 50 до 6 мкм, крупные частицы имеют тенденцию к опаданию на дно ванны расплава, в то время как частицы малых размеров равномерно распределяются в объеме расплава. Результаты XRD-анализа показали, что в процессе печати не происходит изменений фазового состава компонентов композита. Не происходит образования интерметаллидных соединений и распада карбида вольфрама. Испытание на трение при комнатной температуре показало, что образцы имеют разный характер износа в зависимости от размера упрочняющих частиц. Так в образцах со средними размерами WC 200 и 100 износ имел характер смешанного (абразивно-окислительного), а в образцах со средним размером 50 мкм – преимущественно абразивного. Наименьший коэффициент трения ~0.15 достигается в образцах, упрочненных крупноразмерными частицами WC250 и WC100, в то время как образец, упрочненный частицами WC50, демонстрирует постепенное возрастание CoF вплоть до значений неупрочненной CuAl7 ~0.26.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.*

1. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N., Savchenko N.L., Moskvichev E.N., Utyaganova V.R., Kolubaev E.A., Smolin A.Yu., Tarasov S.Yu. Characterization of gradient CuAl-B4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 859. 157824.

**ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ SMA-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Mn**

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Медь обладает хорошей электропроводностью и теплопроводностью, что позволяет применять ее в широком спектре отраслей промышленности. Сплавы на основе меди традиционно применяются в качестве материалов для трибосопряжений и узлов трения. Среди всех сплавов меди стоит отметить такой класс материалов как сплавы с памятью формы (SM), интерес к которым в последнее время возник вновь [1]. В том числе и с точки зрения трибологии, механизмов трения и структурной приспособляемости материала к ним за счет мартенситного превращения [2]. Сплавы системы Cu-Al-Mn выгодно отличаются от других SM-сплавов на основе алюминиевой бронзы своей пластичностью и возможностью обработки пластической деформацией за счет меньшей степени упорядоченности.

Наиболее широко исследованными методами производства изделий из Cu-Al-Mn - бронзы являются методы: порошковой металлургии, методы литья в вакууме и т.д. В то же время методы локальной металлургии и аддитивных технологий применительно к сплавам данной системы рассмотрены не столь широко, хотя они обладают широкими возможностями изготовления материалов с заданными характеристиками. Поскольку данные технологии позволяют варьировать химический состав материала при послойной печати, тем самым позволяя создавать структурно-фазовый градиент в готовом изделии или полуфабрикате, с требуемыми физико-механическими свойствами непосредственно в локальном участке, подверженном нагрузке.

В данной работе для создания материала, обладающего структурной приспособляемостью, использованы методы электронно-лучевой аддитивной печати (ЭЛАП). Электронно-лучевая технология особо актуальна для меди и ее сплавов, поскольку процесс ведется в вакууме, что позволяет нивелировать процессы окисления. Получение образцов из бронзового сплава системы Cu-Al-Mn велось одновременным методом, при котором на подложку наносится необходимой высоты слой чистой алюминиевой бронзы CuAl, затем проволочный податчик отводится от стола и печать велась с помощью пруткового податчика. Данная методика дает возможность создания слоев материала, обладающих структурно фазовым градиентом за счет контроля температурного режима печати и глубины зоны перемешивания, а также дает широкие возможности для создания слоистых структур с попеременным чередованием слоев материала.

Основной задачей исследования было установление зависимостей параметра процесса печати на структуру полученных изделий, фазовый состав, механические характеристики и структурно фазовый градиент, возникающий в материале при послойной печати. Для печати с использованием пруткового метода подачи, применялось два вида сплавов: Cu-11Al-9Mn и Cu-11Al-4Mn. За счет вариации параметров теплового воздействия при печати (были подобраны три рабочих режима) получены образцы разного фазового состава, с разным структурно-фазовым градиентом. В работе представлены результаты структурных исследований методами сканирующей электронной микроскопии, данные рентгенофазового анализа, а также данные механических испытаний.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00743).*

1. Tarasov S., Rubtsov V., Kolubaev A. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding // Wear. 2010. Vol. 268(1). P. 59–66. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.06.027>.
2. Savchenko N.L., Filippov A.V., Tarasov S.Y., Dmitriev A.I., Shilko E.V., Grigoriev A.S. Acoustic emission characterization of sliding wear under condition of direct and inverse transformations in low-temperature degradation aged Y-TZP and Y-TZP-AL<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // Friction. 2018. Vol. 6(3). P. 323–340. <https://doi.org/10.1007/s40544-018-0226-6>.

**ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И УСТАЛОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК  
ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ  
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ**<sup>1</sup>Найденкин Е.В., <sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>1</sup>Раточка И.В., <sup>2</sup>Оборин В.А.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>ФГБУН Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Масштабное использование титановых сплавов во многих областях авиа- и машиностроения обусловлено уникальным сочетанием в них высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и усталостной долговечности. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры ( $d < 1$  мкм) с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к дополнительному повышению прочностных свойств титановых сплавов, а также реализации, при определенных условиях, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности. Несмотря на большое число работ в этой области до настоящего времени остаются мало изученными особенности измельчения методами ИПД зеренной структуры в высоколегированных титановых сплавах переходного класса, обеспечивая повышение их механических характеристик. Кроме того, исследования сверхмногоциклового усталости и разрушения титановых сплавов переходного класса с УМЗ структурой ранее также не проводились. В связи с этим, в настоящей работе проведены исследования влияния радиально-сдвиговой в сочетании с ручьевого прокатки и последующим старением на структуру, механические и усталостные свойства титановых сплавов переходного класса при испытаниях с ультразвуковой частотой колебаний.

В работе на примере титановых сплавов переходного класса ВТ22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) и ВТ35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr) показано, что указанная выше термомеханическая обработка приводит к формированию однородной по сечению прутка ультрамелкозернистой зеренно-субзеренной структуры с размерами структурных элементов 0,4-0,7 мкм. Последующее старение приводит к распаду пересыщенного твердого раствора  $\beta$  фазы с образованием игольчатых (в случае сплава ВТ22) или пластинчатых (в случае сплава ВТ35) выделений  $\alpha/\alpha''$ -фазы толщиной несколько нанометров. В результате этого наблюдается существенное повышение прочностных свойств указанных УМЗ сплавов по сравнению с их крупнозернистыми аналогами при сохранении удовлетворительной пластичности. Так предел прочности УМЗ сплава ВТ22 повышается по сравнению с крупнозернистым состоянием с 1280 до 1695 МПа, а в случае сплава ВТ35 с 1150 до 1630 МПа, соответственно. На примере титанового сплава ВТ22 показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры с высокими прочностными свойствами приводит к повышению усталостной долговечности в условиях сверхмногоциклового испытания. В частности, при амплитуде напряжений 700 МПа число циклов до разрушения УМЗ сплава более чем на порядок превышает соответствующую величину для крупнозернистого состояния ( $7,1 \cdot 10^7$  и  $5,8 \cdot 10^6$ , соответственно). При амплитудах напряжения 800 МПа и выше усталостная долговечность УМЗ сплава превышает соответствующую в сплаве с крупнозернистой структурой более чем на два порядка. При амплитуде напряжения 850 МПа сплав ВТ22 с УМЗ структурой выдерживает  $2,78 \cdot 10^7$  циклов до разрушения. Такие высокие значения усталостной прочности значительно превышают соответствующие величины известных мировых аналогов. В случае УМЗ сплава ВТ35 также наблюдается повышение сопротивления усталостному разрушению по сравнению с крупнозернистым состоянием при амплитудах напряжения выше 500 МПа.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00033).*

## МЕЗОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДНК С ОТКРЫТЫМИ СОСТОЯНИЯМИ

Никитюк А.С., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

На данный момент проблема разработки и исследования математических моделей ДНК, имеющих потенциал к описанию всего многообразия сценариев эволюции процессов метаболизма, транскрипции и репликации целиком, является востребованной задачей эпигенетики. В работе представлена попытка применения методов статистикой термодинамики для создания мезомеханической модели ДНК, позволяющей описать её кинетические свойства с учетом коллективного поведения ансамбля открытых состояний.

В рамках исследования были введены понятия открытого состояния ДНК и ассоциированного с ним параметра – вектора смещения нуклеотидов, обусловленный разрывом водородных связей. Путем осреднения векторов смещений нуклеотидов по ансамблю открытых состояний определена термодинамическая переменная. Согласно статистической модели ДНК в приближении самосогласованного поля получен структурный параметр термализации системы. Показано, данный параметр характеризует «эффективную температуру» рассматриваемой системы и отражает статистическую автомодельность в поведении ансамбля открытых состояний. Проведено исследование процесса денатурации ДНК на основе сопоставления результатов моделирования мезомеханической и Пейрара-Бишопа-Доксуа моделей, подтвердившее адекватность предлагаемой модели. Установлены закономерности «критичности» для различных диапазонов структурного параметра и предложены феноменологические представления свободной энергии. Оценено влияние эффекта нелокальности взаимодействия представительных участков ДНК. Выполнено численное моделирование деформации представительного участка ДНК для различных начальных условий. По результатам обработки данных численного моделирования получено, что они зависят от вида нелинейности модели.

В качестве дальнейших перспектив исследования и применения предложенной в работе модели стоит выделить уточнение спектра возможностей, предложенных в данной работе постановок, а также решение фундаментальных и практических задач нелинейной физики ДНК на основе мезомеханической модели ДНК.

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственный контракт № АААА-А19-119013090021-5), а также поддержана Грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых (№ МК-44.2022.1.1).*

1. Dauxois T., Peyrard M., Bishop A.R. Dynamics and thermodynamics of a nonlinear model for DNA denaturation // Physical Review E. 1993. Vol. 47, №1. P. 684–695.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni-Al ПОСЛЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

<sup>1,2</sup> Осипов Д.А., <sup>1,2</sup> Смирнов И.В., <sup>1,2</sup> Гриняев К.В., <sup>1,2</sup> Дитенберг И.А.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск

Проведено исследование влияния температуры на особенности структурно-фазового состояния и значения микротвердости порошковой смеси 3Ni-Al после предварительной механической активации и последующего отжига.

Механическая активация продолжительностью 3.5 минуты была проведена в энергонапряженных планетарных шаровых мельницах АГО-2 с водяным охлаждением [1]. Полученный прекурсор подвергался часовым отжигам в инертной среде аргона при температурах 150, 210 и 250 °С. Изучение морфологии и химического состава проведены методами сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного (EDX) анализа на приборе Tescan Vega 3 SBH (30 кВ). Исследования методом рентгеноструктурного анализа выполнены на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD 6000.

В процессе механической активации порошковой смеси 3Ni-Al происходит интенсивное перемешивание исходных компонентов системы. При этом на фоне почти однородного распределения элементов наблюдаются моноэлементные области из алюминия, достигающие размеров до 50 мкм [1]. Уже на этой стадии обнаружено формирование интерметаллидной фазы Ni<sub>3</sub>Al, объемная доля которой достигает 7 процентов. Кроме того, выявлены следы более высокотемпературной интерметаллидной фазы NiAl.

После часового отжига при температуре 150 °С размеры моноэлементных областей из алюминия уменьшаются до 5 мкм. Объемная доля фазы Ni<sub>3</sub>Al почти не меняется, при этом обнаружены следы твердого раствора Al в Ni.

Повышение температуры отжига до 210 °С сопровождается увеличением объемной доли Ni<sub>3</sub>Al на 2 процента. Объемная доля твердого раствора Ni(Al) достигает 5 процентов относительно прекурсорного состояния после механической активации. Размеры моноэлементных областей из алюминия не превышают 2 мкм.

После отжига при 250 °С распределение элементов становится более однородным, редко встречаются отдельные моноэлементные области из алюминия, размерами не более 1 мкм. При этой температуре наблюдается существенное увеличение объемной доли фазы Ni<sub>3</sub>Al, достигающей 26 процентов. Обнаружена интерметаллидная фаза Al<sub>3</sub>Ni, объемная доля которой составляет 4 процента, при этом каких-либо следов твердого раствора Ni(Al) не выявлено.

Структурно-фазовая трансформация прекурсоров сопровождается изменением значений их микротвердости, которая непосредственно после механической активации составляла 5.6 ГПа [1]. После отжигов при 150 и 210 °С ее значения снижаются, соответственно, до 4.53 и 4.29 ГПа, что связано с релаксацией высокодефектных состояний. После отжига при 250 °С микротвердость снова увеличивается до 5.36 ГПа, по причине формирования значительной объемной доли интерметаллидной фазы Ni<sub>3</sub>Al, способствующей существенному упрочнению прекурсора.

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

*Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.*

1. Ditenberg, I.A. Influence of ball milling duration on the morphology, features of the structural-phase state and microhardness of 3Ni-Al powder mixture // Advanced Powder Technology. 2021. V. 32, № 10. P. 3447-3455.

**ПОЛУЧЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ  
СТАЛИ И МЕДИ С РЕЗКИМ И ПЛАВНЫМ ПЕРЕХОДОМ МЕЖДУ  
КОМПОНЕНТАМИ**

Осипович К.С., Калашников К.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Экспериментальное изучение и выявление закономерностей формирования дизайна, создаваемого методами аддитивного получения чистых металлов и сплавов, является единственно возможным для целенаправленного научного обоснования подхода к решению проблем материаловедения в данной области. Актуальность аддитивных технологий получения функционально-градиентных материалов обусловлена тем, что традиционные методы соединения разнородных металлических материалов не способны обеспечить возросший уровень промышленных требований. Поэтому цель данной работы заключается в определении возможных подходов изготовления функционально-градиентных материалов на основе стали и меди с резким и плавным переходом от одного материала к другому, изготовленных методом мультитрассовой электронно-лучевой аддитивной технологии.

При использовании разнородных материалов с различными теплофизическими свойствами в качестве филаментов для печати необходимо варьировать значениями тепловложения в зависимости от слоя. При чередовании медного и стального материала проволоки при печати, создаются тепловые условия, при которых стальная проволока не успевает расплавляться, из-за излишнего теплоотвода обеспеченного ранее нанесенными медными слоями. В тоже время, при нанесении меди поверх слоев стали, происходит излишнее растекание меди из-за недостаточно высокой теплопроводности стали. Для формирования резкой границы было необходимо сменить подачу проволоки с нержавеющей стали на медную сразу после окончания прохода  $N$  слоя. Далее слой  $N+1$  наносился уже медной проволокой с другими параметрами, учитывая разные физико-механические свойства материалов. Таким образом, при формировании резкой границы перехода подачи стальной проволоки первым податчиком прекращалась полностью при нанесении вторым податчиком слоев из медной проволоки. В этом случае, значение погонной энергии в зависимости от слоя изменялось скачкообразно. Структурообразование протекает через создание диффузионных объемов, о чем говорит образование механической смеси по обе стороны от быстрого перехода функционально-градиентного материала. Это говорит о том, что образование механической смеси происходит достаточно быстро. Поэтому важно учитывать не только вклад температуры, но и времени, так как диффузионные объемы непосредственно связаны с диффузионными потоками. В настоящей работе величина коэффициента диффузии составляет  $3,83 \text{ мм}^2/\text{с}$ , а время для диффузионного потока  $t = 0,26 \text{ с}$ . Таким образом, легирующие элементы, входящие в состав стали, не успевают диффундировать, остаются в составе стали и не образуют вторичных фаз с медью.

Для формирования плавного перехода в структуре скорость подачи медной проволоки в ванну расплава увеличивалась, а скорость подачи стальной проволоки уменьшалась до полной остановки. Скорость подачи проволоки напрямую связана с объемом материала. В таком случае, значение погонной энергии в зависимости от слоя менялось постепенно по экспоненциальному закону. Структурообразование в материале, которого по подаваемому объему больше, происходит через первичную, собирательную и вторичную рекристаллизацию. По границам сформировавшихся зерен при повторном циклическом переплавлении уже нанесенного слоя во время 3D-печати происходит распределение материала, подаваемого объемом меньше. При выравнивании количества подаваемого объема разнородных материалов посредством диффузии наблюдается формирование пересыщенного твердого раствора, что влечет за собой выделение нанодисперсных когерентных вторичных фаз. Не исключено, что хаотически распределенные дискообразные выделения могут в дальнейшем привести к образованию модулированной структуры. При

этом четко прослеживается закрепление дислокаций и сосредоточения более высокой их плотности, чем в объеме всего материала, именно на выделившихся нанодисперсных когерентных вторичных фазах.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

**ПОЛУЧЕНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СТАЛИ И МЕДИ МЕТОДОМ МУЛЬТИПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ**

Осипович К.С., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные технологии открывают недостижимые ранее возможности проектирования и конструирования мультиметаллических композиций, имеющих переменный структурно-фазовый состав и обеспечивающих градиенты свойств в объеме изготавливаемого изделия, что позволяет получать совершенно новые комбинации характеристик деталей машин и механизмов. Характерным для этого оказывается формирование структур и, соответственно, функциональных свойств в различных условиях: высокой неравновесности процесса; возможности одновременного развития наряду с диффузионными процессами конвективного перемешивания на поверхности раздела твердой и жидкой фазы чистых металлов и сплавов с разной растворимостью в твердом состоянии; отсутствия неравновесных диаграмм состояния. Получение новых результатов по формированию на разных масштабных уровнях структуры материалов, изготовленных с помощью электронно-лучевой технологии, актуально и имеет перспективы в важных направлениях промышленного производства. Поэтому целью данной работы является получение и исследование особенностей формирования структуры гетерогенных полиметаллических материалов на основе стали и меди методом электронно-лучевой аддитивной технологии.

В качестве исходных материалов для изготовления гетерогенных полиметаллических материалов с помощью 3D-печати использовали проволоку из нержавеющей стали марки 12X18H10T и меди марки М1. 3D-печать производилась следующим образом: в вакуумной камере на подложке, закрепленной на трехкоординатном водоохлаждаемом столе, электронным лучом формировали ванну расплава. В ванну расплава осуществлялась одновременная подача двух проволок нержавеющей стали и меди. Таким образом, проявляется эффект вынужденной конвекции. Из-за совместного вклада поверхностной энергии и индуцированной интенсивной конвекции исходный агрегированный богатый железом расплав может постепенно растворяться в объеме жидкости и образовывать гомогенный расплав. После образования гомогенного расплава несмешивающийся сплав Cu-Fe [1, 2] в настоящем эксперименте не может достичь достаточно высокой степени переохлаждения, чтобы войти в метастабильный зазор смешиваемости, таким образом, превращение происходит при последующем затвердевании. В результате экспериментальные образцы демонстрируют однородную микроструктуру без крупномасштабной сегрегации состава или пространственного разделения фаз. В медной области формируются наноразмерные крупные произвольной формы частицы железа, как и в железной матрице, формируются медные частицы. Можно отметить явление инфильтрации меди в матрицу железа, которое зарождалось в ванне расплава. Причем в железной матрице наблюдается скопление частиц, обогащенных хромом. Данные эффекты происходят на этапе плавления в ванне расплава, так как наследуются следы ванны расплава, вблизи которых можно заметить течение Марангони.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90173.*

1. Filippov, V., Popel, P. Investigation of microheterogeneities in Ga–Pb melts by acoustic methods // J. Non. Cryst. Solids. 2007. V. 353. P. 3269–3273.
2. Popel, P.S., Calvo-Dahlborg, M., Dahlborg, U. Metastable microheterogeneity of melts in eutectic and monotectic systems and its influence on the properties of the solidified alloy // J. Non. Cryst. Solids. 2007. V. 353. P. 3243–3253.

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В TiNi-ПОДЛОЖКЕ  
В РЕЗУЛЬТАТЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА Ti-Ni-Nb-Si**

Остапенко М.Г., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Разработка биосовместимых аморфных покрытий является одним из путей улучшения свойств металлических имплантатов. Система Ti-Ni-Nb-Si представляется перспективной для формирования на поверхности TiNi аморфно-нанокристаллической структуры [1]. В настоящее время для синтеза поверхностных сплавов (ПС) с аморфной структурой широко используются импульсные низкоэнергетические высокопоточные электронные пучки (НСЭП) [2]. Такие НСЭП обработки сопровождаются изменением структуры на глубины, в десятки раз превышающие глубину воздействия электронным пучком. Однако при формировании поверхностных слоев основное внимание уделяется структуре самих синтезированных слоев, тогда как анализу структуры, уровня и характера распределения полей остаточных напряжений в TiNi-подложке не уделяется достаточного внимания. Поэтому, целью данной работы является характеристика поверхностных сплавов Ti-Ni-Nb-Si и оценка остаточных напряжений в материнской B2 фазе TiNi-подложки, сформированных в результате аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового (АТП-ЭП) синтеза и пост-НСЭП обработки.

Детальный анализ, проведенный методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показал, что в результате аддитивного тонкопленочного электронно-пучкового синтеза на поверхности образцов TiNi был сформирован аморфный Ti-Ni-Nb-Si поверхностный сплав. Дополнительная электронно-пучковая обработка Ti-Nb-Si ПС при плотности энергии в пучке ( $E_S=1.7$  Дж/см<sup>2</sup>) и числе импульсов  $n=10$  приводит к увеличению толщины аморфного слоя. Из результатов РСА и ПЭМ исследований также следует, что микроструктура в областях TiNi подложек, сопряженных с ПС, претерпевает существенные изменения как в процессе синтеза ПС, так и после дополнительной НСЭП обработки. В обоих случаях, формируются две изоструктурные фазы B2 с различными параметрами решетки и микроструктурой. Установлено, что изменения параметров решетки фазы B2 тесно связаны с изменением химического состава этих фаз и остаточными упругими напряжениями первого и второго рода. Исследование остаточных напряжений в B2 фазе TiNi-подложки в образцах с ПС показало, что напряжения сжатия в направлении, перпендикулярном облученной поверхности, достигают значения - 270 МПа. После дополнительной электронно-пучковой обработки значение напряжения сжатия снижается до -87 МПа.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.*

1. Meisner L.L. et al. Microstructural characterization and mechanical behavior of nanocomposite Ti-Ni-Nb surface alloys synthesized on TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam mixing // *Materials Characterization*. 2020. Vol. 166. P. 110455.
2. Ozur G.E., Proskurovsky D.I. Generation of Low-Energy High-Current Electron Beams in Plasma-Anode Electron Guns // *Plasma Phys. Rep.* 2018. Vol. 44 (1). P. 18–39.

**ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

Панов Д.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Метастабильные аустенитные стали обладают высокой пластичностью, ударной вязкостью и коррозионной стойкостью, но при этом демонстрируют пониженный предел текучести [1]. Получение градиентной структуры в таких сталях дает возможность реализовать повышенные прочностные характеристики без заметного снижения характеристик надежности [2,3]. Под градиентными структурами понимают состояния, где размер зерна, плотность дефектов кристаллического строения или фазовый состав постепенно изменяется от поверхности к сердцевине заготовки. В большинстве случаев градиентные структуры получают в образцах относительно малого размера на относительно малую глубину (до 200 мкм) [2,3], что затрудняет использование данных подходов для реальных изделий. Однако, если относительно крупные заготовки подвергнуть деформации методом радиальнойковки с высокими степенями, то в них также можно получить структурный градиент [4,5]. Последующая термическая обработка при этом дает широкие возможности управления структурой исходно холоднодеформированной заготовки за счет реализации обратного мартенситного превращения, полигонизации, рекристаллизации, а также выделения избыточных фаз [6]. Таким образом, данная работа посвящена исследованию влияния деформационно-термической обработки на структуру и механические свойства метастабильной аустенитной нержавеющей стали.

Холодная радиальнаяковка метастабильной аустенитной стали 08X18H10T сопровождается повышением содержания ферромагнитной альфа-фазы по сечению с увеличением степени деформации из-за развития деформационно-индуцированного гамма-альфа превращения [4,7]. Однако градиент фазового состава формируется после деформации со степенью 60%, когда на краю прутка наблюдается ~35% альфа-фазы, а в сердцевине - ~20%. Наиболее выраженный градиент фазового состава и структуры формируется после деформации со степенью 90%. При этом в центре наблюдается lamellarная структура с содержанием альфа-фазы ~40%, а на краю была - глобулярная структура с содержанием альфа фазы ~70%. Дополнительно следует отметить наличие текстурного градиента аустенита - в центре наблюдается острая двухкомпонентная аксиальная текстура 111//оси прутка (ОП) и 001//ОП, которая существенно размывается по направлению к краю прутка. В процессе холодной радиальнойковки происходит увеличение предела прочности (с 610 до 1410 МПа) и предела текучести (с 270 до 1405 МПа), однако относительное удлинение (с 67 до 11,5%) и ударная вязкость КСТ (с 1,58 до 0,7 МДж/м<sup>2</sup>) снижаются [7].

Последующие двухчасовые отжиги исследуемой стали после холодной радиальнойковки со степенью 90% в зависимости от реализуемых структурных изменений можно разделить на низкотемпературные (500-650°C), среднетемпературные (700°C) и высокотемпературные (800-900°C) [6]. После низкотемпературных отжигов наблюдается частичное обратное мартенситное превращение, частичная рекристаллизация и выделение карбидов типа Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> [4]. При этом сохраняется структурный и текстурный градиенты, а также градиент фазового состава по сечению прутка. Среднетемпературные отжиги сопровождаются снижением содержания альфа-фазы по сечению до уровня исходного недеформированного состояния (2-5%) и исчезновением градиента фазового состава, но рекристаллизация при этом также не завершена. В свою очередь, после высокотемпературных отжигов обратное мартенситное превращение и рекристаллизация завершаются и формируется равноосная структура аустенита. Следует отметить, что наиболее высокий комплекс механических свойств наблюдается после низкотемпературных отжигов при 400-500 и 650°C. Так после отжига холоднодеформированной исследуемой стали при 500°C происходит повышение прочностных характеристик на ~10% и ударной

вязкости в 2 раза до уровня недеформированного состояния [8]. Однако после отжига при 650°C наблюдается повышенный уровень прочностных характеристик, пластичности и ударной вязкости.

Таким образом, деформационно-термическая обработка метастабильной аустенитной стали 08X18H10T позволяет получить высокий уровень механических свойств прутковой заготовки вследствие формирования объемных градиентных структур.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 20-79-10094) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2009. V. 65 (4-6). P. 39–104.
2. Gu J., Zhang L., Ni S., Song M. Effects of grain size on the microstructures and mechanical properties of 304 austenitic steel processed by torsional deformation // Micron. 2018. V. 105. P. 93–97.
3. Wu X.L., Yang M.X., Yuan F.P., Chen L., Zhu Y.T. Combining gradient structure and TRIP effect to produce austenite stainless steel with high strength and ductility // Acta Mater. 2016. V. 112. P. 337–346.
4. Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Pertcev A.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation // Mater. Lett. 2021. V. 303. 130585.
5. Panov D., Chernichenko R., Kudryavtsev E., Klimenko D., Naumov S., Pertcev A. Effect of Cold Swaging on the Bulk Gradient Structure Formation and Mechanical Properties of a 316-Type Austenitic Stainless Steel // Materials 2022. 15.
6. Panov D., Kudryavtsev E., Chernichenko R., Smirnov A., Stepanov N., Simonov Y., Zherebtsov S., Salishchev G. Mechanisms of the reverse martensite-to-austenite transformation in a metastable austenitic stainless steel // Metals (Basel). 2021. V. 11. P. 1–13.
7. Panov D., Pertsev A., Smirnov A., Khotinov V., Simonov Y. Metastable austenitic steel structure and mechanical properties evolution in the process of cold radial forging // Materials. 2019. V. 12. 2058.
8. Патент 2749815. Панов Д.О., Наумов С.В., Перцев А.С., Кудрявцев Е.А., Симонов Ю.Н., Салищев Г.А. Способ получения упрочненных заготовок крепежных изделий из нержавеющей аустенитной стали. 17.06.2021 Бюл. № 17.

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ “ZrTiCu (ПОКРЫТИЕ)/ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СИЛУМИН(ПОДЛОЖКА)”, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОМУ НАГРЕВУ**

Петрикова Е.А., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Прокопенко Н.А.

*Институт сильноточной электроники, Томск*

Целью данной работы являлось выявление методов и подходов существенного улучшения микротвёрдости и трибологических характеристик заэвтектического силумина, путем создания упрочнённых поверхностных сплавов системы “ZrTiCu (покрытие)/заэвтектический силумин(подложка)”. В результате выполненных исследований выявлены закономерности эволюции структурно-фазового состояния в зависимости от плотности энергии пучка электронов, изменяющейся в пределах (25 - 40) Дж/см<sup>2</sup> при длительности воздействия пучка электронов 200 мкс и количестве импульсов облучения 3. Установлено, что плавление и последующая высокоскоростная кристаллизация поверхностного слоя заэвтектического силумина сопровождается выделением избыточного кремния в виде кристаллитов глобулярной формы и, при достижении расплавом эвтектического состава, формированием структуры ячеистого типа субмикронных размеров. Показано, что объем ячеек сформирован твердым раствором на основе алюминия, по границам ячеек расположены наноразмерные частицы кремния и интерметаллидов.

Проведена модификация структурно-фазового состояния и свойств поверхностного слоя силумина методом «поверхностного легирования», реализуемого в едином вакуумном цикле при формировании системы «пленка/подложка» путем одновременного электродугового распыления двух катодов состава Zr и Ti-12%Cu и ее облучении интенсивным импульсным электронным пучком на установке «КОМПЛЕКС» (ИСЭ СО РАН). Облучение поверхности силумина и системы «пленка/подложка» интенсивным импульсным электронным пучком приводит к формированию, вследствие сверхвысоких скоростей кристаллизации и последующего охлаждения (105-106 К/с) тонкого (до 100 мкм) поверхностного слоя с субмикро- наноразмерной многоэлементной многофазной структурой.

Проведен термический отжиг в интервале температур (200-400) °С и времени (1-4) час. в атмосфере аргона образцов заэвтектического силумина, подвергнутых поверхностному легированию путем облучения интенсивным импульсным электронным пучком системы «пленка (Zr-Ti-Cu) / (силумин) подложка». Показано, что последующий термический отжиг не только не разрушает полученный модифицированный слой, но и на порядок увеличивает износостойкие характеристики и микротвёрдость данных образцов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 19-48-700010 р\_а.*

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Mg ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПРОКАТКИ**

Пилипенко А.Г., Ткачев М.С., Бодякова А.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Использование медно-магниевого сплава является перспективным направлением в развитии электротехнической промышленности. Благодаря уникальным свойствам данные сплавы используют в качестве контактных проводов высокоскоростной железнодорожной магистральной сети. Известно, что микролегирование магнием и проведение деформационной обработки благоприятно влияет на прочностные характеристики медного сплава. В качестве метода деформации данных сплавов широко распространена прокатка. Однако данный метод деформации не способен значительно упрочнить медные сплавы в результате формирования lamellarной структуры с сильной анизотропией свойств. Равноканальное угловое прессование по схеме Конформ (РКУП-К) способствует формированию ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) [1], обеспечивающей значительный прирост предела текучести и предела прочности без резкого снижения пластических свойств. Предел прочности у данных материалов после пластической деформации может достигать 600-700 МПа [2]. Особый интерес вызывает влияние комплексной обработки медного сплава, включающей в себя РКУП-К и холодную прокатку, на механическое поведение медно-магниевого сплава.

Объектом настоящего исследования являлся медный сплав Cu-0,25%Mg (вес.%). Образцы были прокованы при температуре 800 °С до степени деформации 0,6. Равноканальное угловое прессование проводили по маршруту Вс с углом пересечения каналов матрицы 90°. Исходные образцы подверглись 4 и 8 проходам РКУП-К при температуре 200 °С. Затем осуществляли холодную прокатку (ХП) при комнатной температуре со степенью обжатия 45%, 65% и 95%. Механические свойства были определены после испытания на одноосное растяжение с использованием испытательной машины Instron 5882 при комнатной температуре. Образцы для испытаний были вырезаны в направлении прокатки. Скорость деформации составила  $\approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

В исходном состоянии сплав характеризовался развитой областью деформационного упрочнения (до  $\approx 22\%$ ) и установившейся стадией пластического течения ( $\approx 22-32\%$ ). РКУП способствовал повышению напряжений течения, сокращению области равномерного удлинения до 7-8% и снижению пластичности на  $\approx 10\%$ . Прокатка крупнозернистых (КЗ) образцов привела к резкому сокращению области деформационного упрочнения до 1-2% и значительному повышению коэффициента деформационного упрочнения на ранних стадиях деформации. Прокатка образцов с УМЗ структурой способствовала уменьшению стадии деформационного упрочнения до 1-2% и резкому снижению пластических характеристик. Напряжения течения повышались с ростом степени обжатия при прокатке.

Влияние комплексной деформации на механические характеристики медного сплава Cu-Mg представлено на Рис.1. Предел текучести в исходном состоянии достиг 215 МПа. РКУП способствовал его повышению на 115 и 150 МПа для 4 и 8 проходов, соответственно. С увеличением степени обжатия происходил постепенный рост прочностных характеристик. Скорость роста прочностных свойств не зависела от исходной структуры. После прокатки до степени обжатия 95% предел текучести КЗ образцов составил 500 МПа, для образцов с УМЗ структурой примерно 620-635 МПа. Изменение предела прочности аналогично изменению предела текучести. Предел прочности после обжатия 95% составил 520 МПа, 660 МПа и 675 МПа для образцов после 0, 4 и 8 проходов РКУП, соответственно.

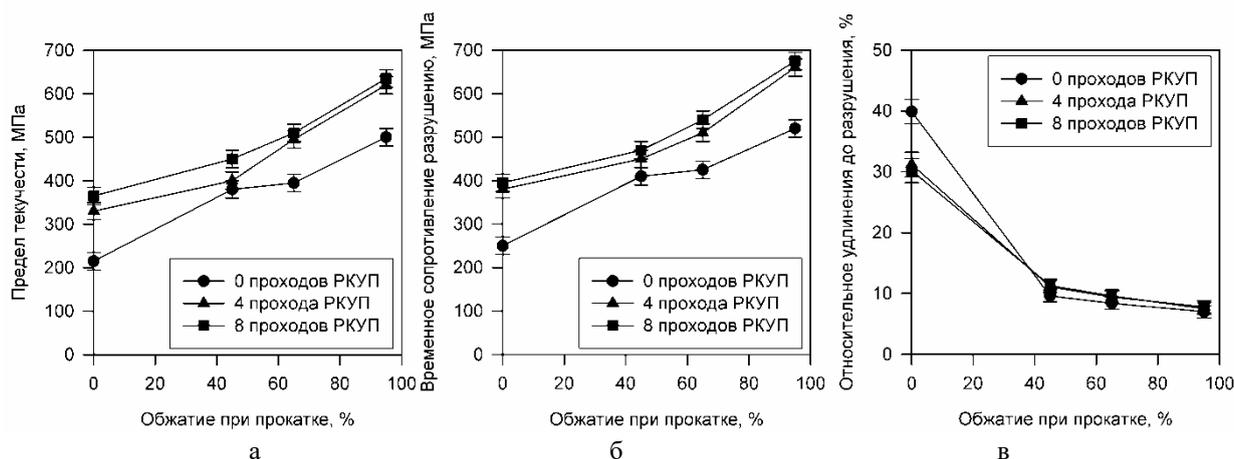


Рис. 1. Влияние прокатки на предел текучести (а), временное сопротивление разрушению (б) и относительное удлинение (в) до разрушения низколегированного медного сплава Cu-Mg с различной структурой

Относительное удлинение в исходном состоянии достигло 40%. РКУП привел к падению пластичности до 30-31%. Прокатка сопровождалась значительным падением пластичности до 10% после 45% обжатия и дальнейшим снижением до 7% после 95% прокатки. Пластичность образцов с УМЗ структурой после прокатки со степенью 45-65% превышала пластичность КЗ образцов на 1-2%. После 95% прокатки пластичность медного сплава Cu-Mg вне зависимости от исходного состояния достигла 7%.

*Работа выполнена за счет средств гранта Российского научного фонда № 21-79-00062 (<https://rscf.ru/project/21-79-00062/>) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

1. Valiev R.Z. et al. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. 2006. V. 51. P. 881–981.
2. Morozova A. et al. Effect of deformation techniques on the microstructure and mechanical properties of a copper alloy // IOP Conference Series: Material Science Engineering. 2021. V. 1014. P. 012030.

**ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СОСТОЯНИЙ В  
МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ С СИЛЬНЫМ СПИН-ОРБИТАЛЬНЫМ  
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ**

<sup>1,2</sup>Русинов И.П., <sup>1,2</sup>Меньшов В.Н., <sup>1</sup>Петров Е.К., <sup>1,2,3</sup>Чулков Е.В.

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

<sup>2</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, С.-Петербург*

<sup>3</sup>*Departamento de Polímeros y Materiales Avanzados: Física, Química y Tecnología, Facultad de Ciencias Químicas, Universidad del País Vasco UPV/EHU, San Sebastián/Donostia, Basque Country*

Взаимосвязь между обменным и спин-орбитальным взаимодействием в кристаллических материалах проявляется в ряде явлений, которые могут найти применение в спинтронике. В работе теоретически исследовано влияние доменных стенок на электронные спектральные свойства магнитных материалов, обладающих сильным спин-орбитальным взаимодействием. Мы моделируем поверхностные электронные состояния в рамках двух различных моделей: топологического изолятора с собственным антиферромагнитным порядком и ферромагнитного изолятора с сильным эффектом Рашбы. Рассматриваются как коллинеарные так и неколлинеарные текстуры намагниченности типа доменной стенки. Показано, что помимо некоторой модификации двумерных поверхностных зон возникает связанное одномерное состояние, индуцированное магнитной доменной стенкой. Описаны основные характеристики связанного состояния, такие как спектральное соотношение, спиновая поляризация и пространственная локализация, и их зависимость от взаимной ориентации намагниченностей в доменах. Проведён сравнительный анализ этих характеристик в случае топологического изолятора и в случае системы с поверхностными состояниями, расщеплёнными по типу Рашбы.

Мы обсуждаем способы экспериментального обнаружения одномерного состояния, связанного с доменной стенкой, и возможный вклад этого состояния в новые квантовые эффекты на поверхности антиферромагнитного топологического изолятора типа  $\text{MnV}_2\text{Te}_4$ , а также в разбавленных магнитных полупроводниках  $\text{Ge}_{1-x}\text{Mn}_x\text{Te}$  и  $\text{V}_{1-x}\text{V}_x\text{TeI}$ , обладающих значительным расщеплением Рашба.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант #18-12-00169-н) и Санкт-Петербургского государственного университета (проект #90383050).*

## 3D-ПЕЧАТЬ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

<sup>1</sup>Семенчук В.М., <sup>1</sup>Чумаевский А.В., <sup>1</sup>Рубцов В.Е., <sup>1,2</sup>Непомнящий А.С.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

**Введение.** В последние десятилетия интенсивно развивается использование технологии проволочно-дугового аддитивного производства (Wire Arc Additive Manufacturing – WAAM) для изготовления деталей различного производство-технического назначения. Исследовательская деятельность в данной области постоянно расширяется, благодаря высокому уровню автоматизации и возможности изготовления индивидуальных и сложных конструкций. Объекты, подлежащие изготовлению сложны, а производственные параметры, которые существенно влияют на геометрию и качество изготавливаемой детали, разнообразны. Это затрудняет рабочий процесс от 3D-модели до готового объекта, особенно потому, что практически невозможно предсказать точную геометрию изготовленной конструкции или высоту слоя [1].

Большинство материалов, используемых в промышленности, могут быть использованы для аддитивного производства, например, алюминиевая бронза. Данный материал широко используется для изготовления деталей, предназначенных для работы в различных агрессивных средах, в том числе морской. Фрикционные детали, такие как, подшипники, поршневые цилиндры, насосы, клапаны, шестерни, гребные винты и валы работают в непрерывном прямом контакте с морской водой и большинство из этих деталей имеет сложную геометрическую форму [2].

В связи с этим, целью данной работы является изучение параметров 3D-печати алюминиевой бронзы методом проволочно-дуговой аддитивной технологии.

**Методика проведения эксперимента.** В настоящем исследовании подбор параметров наплавки осуществляли на инверторном источнике питания EWM Titan XQ R 400 Pulse и 6-осевом промышленном роботе FANUC Robot ARC Mate 100iD со сварочной горелкой. Для 3D-печати образцов была выбрана проволока марки БрАМц9-2 диаметром 1.2 мм, которую наплавляли в среде защитного газа Ar-100% на прямоугольную подложку толщиной 5 мм из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т.

Подбор режимов наплавки осуществляли в пределах программы «coldArc» от компании EWM, путем изменения напряжения на сварочной дуге при неизменной скорости подачи проволоки, скорости перемещения горелки и одинаковым вылете электрода. Режим «coldArc», также позволяет задавать циклограмму сварочного процесса, в которой возможно регулирование ее начала и конца, в том числе мощность при зажигании и обрыве дуги, которые также не изменяли (см. таблица 1). После подбора оптимальных параметров был сформирован образец в виде выращенной стенки длиной 100 мм, высотой 40 мм, с количеством слоев 21.

Таблица 1. Параметры 3D-печати методом проволочно-дуговой аддитивной технологии

№	Уд, В	Вп, м/мин	Ид, А	Всв, м/мин	Программа пуска, %	Программа окончания, %
1	13,0	4,0	117	0,35	120	70
2	13,5					
3	14,0					
4	14,6					

**Обсуждение результатов.** Плавление алюминиевой бронзы является сложными физико-химическими процессом, и изменение одного параметра наплавки, такого как сварочное напряжение играет важную роль в изготовлении изделий аддитивными методами. Параметры процесса в данной работе оценивались на основе геометрии наплавленных

валиков.

Технология EWM-«coldArc» представляет собой сварку с минимальным тепловложением. При изменении напряжения характер плавления и формирования валиков существенно меняется (см. рис. 1). Так, при напряжении 14,6 В (валик №4, рис. 1) формирование валика становится более стабильным по визуальному измерительному контролю. Это доказывает повторно наложенный слой, по сравнению с валиком №3, у которого заметен обрыв дуги из-за недостатка напряжения, в следствие чего, в формировании второго слоя присутствует дефект.



Рис. 1. Формирование наплавленных валиков при изменении сварочного напряжения

**Выводы.** В работе исследовалось влияние параметров 3D-печати алюминиевой бронзы методом проволоочно-дугового аддитивного производства на формирование наплавленных слоев при выращивании образца в виде стенки. Установлено, что технология EWM-«coldArc» с минимальным тепловложением позволяет достичь оптимального формирования наплавленных слоев.

Также, при увеличении количества слоев, в начале и конце стенки наблюдаются оплывы наплавленного материала, связанного с высокой мощностью при минимальной площади отвода тепла (см. рис. 2). Можно предположить, что данный дефект можно устранить подбором мощности дуги при зажигании и обрыве, то есть задавать определенную циклограмму сварочного процесса. В связи с этим, можно сделать вывод, что многообразие параметров и сложность их подбора говорят о актуальности исследований в данном направлении.



Рис. 2. 3D-печать стенки методом проволоочно-дуговой аддитивной технологии

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и гранта Президента Российской Федерации за государственную поддержку ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Veiga F, Suarez A., Aldalur E, Artaza T. Wire arc additive manufacturing of invar parts: Bead geometry and melt pool monitoring // Measurement. 2022. Т. 189. С. 110452.
2. Зыкова А.П. и др. Особенности формирования микроструктуры и механических свойств алюминиевой бронзы при различном тепловложении во время электронно-лучевой аддитивной печати // Изв. вузов. Физика. 2022. № 5. С. 45–51.

**ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОКСИДНОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЕМОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ni-Ta-Si СПЛАВА НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА**<sup>1,2</sup>Семина В.О., <sup>1,2</sup>Гудимова Е.Ю., <sup>1,2</sup>Мейснер Л.Л.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Среди материалов с эффектом памяти формы (например, AuCd, CuAlNi, CuZn, InTi, FePt, TiNb и пр.) сплавы на основе TiNi обладают достаточно большим гистерезисом, большой величиной обратимой неупругой деформации (до 10 %), технологически легко обрабатываются в мартенситной фазе, устойчивы к коррозии и потому нашли широкое применение в малоинвазивной хирургии [1, 2]. В опубликованной литературе отмечается [3, 4], что для сверхэластичных сплавов TiNi стоит проблема большого (~ 50 ат. %) содержания никеля, который не относится к биосовместимым материалам из-за его токсичности и аллергичности. Несмотря на хорошую пассивирующую способность природного оксидного слоя TiO<sub>2</sub>, формируемого на поверхности TiNi после электрохимической обработки (анодирование, электрополировка, автоклавная обработка), исключить риск накопления никеля в организме не представляется возможным. Источником никеля в TiNi сплавах около эквиатомных составов, в первую очередь, является обогащенный никелем слой, лежащий ниже слоя, преимущественно, из оксидов титана, который под действием слабых электрических потенциалов (от -100 мВ до +300 мВ) будет взаимодействовать с биологическими жидкостями и, как следствие, образовывать окисленные формы Ni<sup>2+</sup>, Ni<sup>3+</sup>.

Перспективным способом снижения концентрации токсичного никеля в поверхностных слоях сплавов на основе TiNi является способ синтеза поверхностных сплавов (ПС) с помощью низкоэнергетического сильноточного электронного пучка [5]. В предыдущей работе авторов [5] показано, что Ti-Ni-Ta-Si ПС, сформированный на TiNi подложке, демонстрирует существенно более высокие коррозионные свойства, чем исходный TiNi сплав, благодаря формированию в поверхностном слое аморфной структуры. Однако механизмы повышения коррозионной стойкости при использовании данного типа поверхностной обработки остаются неизученными. Целью работы являлось определение физико-химического состояния и электрохимических свойств оксидных слоев TiNi сплавов, различающихся обработкой поверхности (электрохимическая, электронно-пучковая).

Пластины из TiNi сплава (МАТЭК-СПФ, Россия), служащие в качестве подложки, имели размеры 10×10×1 мм и следующий химический состав: Ti–55.75 Ni–0.020 C–0.035 O–0.003 N–0.001 H–<0.1ост. (вес. %). Образцы подвергались механической шлифовке и электрополировке в смеси 3 ч. CH<sub>3</sub>COOH и 1 ч. HClO<sub>4</sub> с последующей очисткой в ультразвуковой ванне с дистиллированной водой. Поверхность TiNi сплава после указанных выше обработок считалась исходной. Далее, способом, детально описанным в работах [5, 6], на TiNi подложке был синтезирован вариант четырехкомпонентного [Ti-Ni-Ta-Si]ПС на установке «РИТМ-СП» (Микросплав, Россия). Структуру оксидных слоев исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах JEM-2100 и JEM-2100F при ускоряющем напряжении 200 кВ, входящих в перечень оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, г. Томск) и Научно-образовательного инновационного центра «Наноматериалы и нанотехнологии» (НИ ТПУ, г. Томск), соответственно. Исследования процессов пассивации, окисления и восстановления проводили в хлоридсодержащих растворах (раствор Рингера-Локка, физ. раствор) на потенциостате Р40-Х (Elins, Russia). Была использована трех-электродная электрохимическая ячейка, состоящая из Ag/AgCl (4.2 М) электрода сравнения, графитового вспомогательного электрода и рабочего электрода из TiNi сплава с различным типом поверхностной обработки. Площадь рабочей поверхности составляла ~1 см<sup>2</sup>, температура испытаний – 293 К. Исследования химического состояния

элементов {Ti, Ni, Ta, Si, O} проводили методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на спектрометре K-Alpha (Thermo Scientific, USA) с использованием монохроматического источника рентгеновского излучения Al K $\alpha$  ( $\lambda = 1486,6$  эВ).

Экспериментально установлено, что оксидный слой электрополированного TiNi сплава состоит из смеси кристаллических и аморфных фаз на основе TiO<sub>2</sub> и (Ti,Ni)O. В свою очередь, оксидный слой на поверхности [Ti-Ni-Ta-Si]ПС представлен смесью аморфных оксидов на основе Ti, Ta, Si и нанокристаллов фазы TiO. В режиме линейной развертки потенциала в интервале от -100 мВ до +1500 мВ относительно потенциала разомкнутой цепи в образцах [Ti-Ni-Ta-Si]ПС не фиксируются процессы перепассивации, тогда как для исходного TiNi сплава при E<sub>вр</sub>=+900 мВ наблюдался пробой оксидной пленки. При этом окно потенциалов репассивации для TiNi сплава оказывается заметно уже, чем у Ti-Ni-Ta-Si ПС (от +180 до +1500 мВ), и ограничено диапазоном от 0 до +850 мВ. Следовательно, оксидные слои на поверхности ПС обладают более выраженной защитной функцией, не подвергаются разрушению и эффективно препятствуют транспорту никеля из приповерхностной области к двойному электрическому слою. Исследование коррозионных разрушений после измерений в режиме циклической вольтамперометрии показало наличие множества питтингов на поверхности исходного TiNi сплава в виде ансамблей из полусферических ямок травления. Напротив, в [Ti-Ni-Ta-Si]ПС процессов, характеризующих коррозионное растрескивание материала подложки, не наблюдалось, а коррозионные повреждения носили локальный некаскадный характер. Обнаружено, что при достижении электрических потенциалов E>750 мВ, заметно превышающих биологические потенциалы (от -100 мВ до +300 мВ), в оксидных слоях и прилежащих к ним подслоях обоих типов сплавов образуются повышенные, по сравнению с другими элементами (Ta, Ti, Si), концентрации окисленных форм никеля Ni<sup>2+</sup> и Ni<sup>3+</sup>. На основании результатов прямых структурных исследований предложена схема, описывающая формирование продуктов коррозии за счет транспорта никелевых ионов через области свободного объёма (межузельные пространства, границы раздела между кластерами/частицами оксидных фаз и пр.), распределенные в структуре оксидных слоев.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003. Авторы выражают благодарности директору ТНЦ СО РАН А.Б. Маркову и м.н.с. ЛВЭ ИСЭ СО РАН Е.В. Яковлеву за помощь в проведении экспериментов по синтезу поверхностных сплавов.*

1. Petrini L., Migliavacca F. Biomedical Applications of Shape Memory Alloys // J. Metall. 2011. Vol. 2011. P. 1–15.
2. Shape memory alloys for biomedical applications / T. Yoneyama, S. Miyazaki. Cambridge. – 2008. – 352 p.
3. Shabalovskaya S.A., et al., The electrochemical characteristics of native Nitinol surfaces // Biomaterials. 2009. Vol. 30. P. 3662–3671.
4. Interactions in Metal Toxicology. In Handbook on the Toxicology of Metals / G.F. Nordberg, L. Gerhardsson, K. Broberg, M. Mumtaz, P. Ruiz, Fowler B.A. Elsevier. Amsterdam. – 2007. – pp. 117–145.
5. Meisner L.L., Rotshtein V.P., Semin V.O. et al. Microstructural characterization and properties of a Ti-Ta-Si-Ni metallic glass surface alloy fabricated on a TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam method // Surf. Coat. Technol. 2020. Vol. 404. P. 126455.
6. Ostapenko M.G., Semin V.O., D'yachenko F.A., Neiman A.A., Meisner L.L. Structure and residual stress distribution in TiNi substrate after fabrication of surface alloy using electron-beam treatments // Acta Mater. 2022. Vol. 231. P. 117893.

**ИЗМЕНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЕРЕБРЯНЫХ ПАР ТРЕНИЯ ПРИ  
НАНЕСЕНИИ ПЛЕНОК Cu-Mo-S**Сергеев В.П., Калашников М.П., Сунгатулин А.Р., Сергеев О.В.,  
Воронов А.В., Нейфельд В.В.*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В современных конструкциях машин и технологического оборудования применяются фрикционные узлы с компонентами из цветных металлов, в частности, электроконтактные пары трения. Особенностью скольжения цветных металлов является их высокая склонность к адгезионному износу [1]. Эта проблема наиболее актуальна для скольжения компонентов, которые работают в сухой атмосфере и, особенно, в вакуумных условиях. Для уменьшения адгезионного взаимодействия между контактирующими поверхностями во время скольжения в этих условиях используются твердые смазочные материалы, которые могут обеспечить требуемую производительность или долговечность [2]. К настоящему времени разработано и изучено большое количество покрытий на основе твердосмазочных материалов [3], но имеется весьма ограниченное число сообщений о твердых смазочных материалах с высокой электропроводностью, за исключением графита и систем на его основе [4]. Однако для эффективной смазки такие системы требуют влажной окружающей среды [5], что невозможно реализовать в условиях работы таких компонентов, как токосъемники в спутниках дистанционного зондирования Земли, работающих в космическом вакууме.

В работе изучается влияние электропроводящего твердосмазочного покрытия на основе фазы Шевреля типа  $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$  [6], полученного импульсным магнетронным распылением композиционной мишени, на износ серебряной пары трения при проведении трибологических испытаний на трибомашине в условиях вакуума при давлении остаточных газов, не превышающих  $5 \times 10^{-3}$  Па. Исследована кинетика износа серебряных пар трения без покрытия и с покрытием в разных условиях изнашивания. Получены экспериментальные данные о характере износа и величине износостойкости.

Установлено, что электропроводящие магнетронные покрытия на основе фазы Шевреля типа  $\text{Cu}_2\text{Mo}_6\text{S}_8$  эффективно обеспечивают смазку серебряной пары трения при скольжении. Смазка осуществляется путем перемещения от образца к контргранице и обратно дискретными конгломератами, образованными в зоне трения материала в пограничном слое покрытия. Покрытие значительно снижает скорость изнашивания на этапе устойчивого износа. Обсуждается механизм повышения износостойкости серебряных пар трения с многоуровневым твердосмазочным покрытием [7], который может быть связан с последовательным образованием иерархически организованных структур в пограничном слое.

Полученные результаты могут быть полезны в космическом материаловедении с целью разработки высокоресурсных электроконтактных пар трения для космических аппаратов типа сканеров-зондировщиков, осуществляющих наблюдение поверхности Земли и других планет из космоса.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.*

1. Finkin E.F. Adhesive wear: a general review of the state of experimental knowledge and theory // *Materials. Engineering and Applications*. 1979. № 1. P. 154–161.
2. Tomáš Hudec, Marián Mikula, Leonid Satrapinsky, et al. Structure, mechanical and tribological properties of Mo-S-N solid lubricant coatings // *Applied Surface Science*. 2019. V. 486. P. 1–14.
3. Donnet C., Erdemir A. Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2004. V.180–181. P. 76–84.
4. Хрущов М.М., Марченко Е.А., Левин И.С., Тарелкин Ю.А. Вакуумные ионно-плазменные алмазоподобные покрытия – нанокompозиты: трибологическое поведение и структура // *Российский технологический журнал*. 2015. Т. 2, №3(8). С. 42–55.

5. Русанов А.В., Невшупа Р.А., Фонтэн Ж., ЛеМонь Т., Мартан Ж.-М. Трибостимулированная десорбция газов из тонкопленочных покрытий аморфного углерода в сверхвысоком вакууме // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". 2008. №3. С. 52–65.
6. Fischer Ø. Chevrel phases: superconducting and normal state properties // Journal of Applied Physics. 1978. V. 16. P.1–28.
7. Сергеев В.П., Жарков С.Ю., Сунгатулин А.Р., Калашников М.П. Влияние покрытий системы Cu-Mo-S на триботехнические свойства пары трения «медь-медь» // Известия вузов. Физика. 2016. Т. 59, №7/2. С. 226–230.

**ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ ИОНОВ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V**<sup>1</sup>Степанова Е.Н., <sup>2</sup>Мишин И.П., <sup>2</sup>Грабовецкая Г.П., <sup>1</sup>Степанов А.В.<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В последнее время для улучшения физико-механических свойств материалов, а также для создания защитных покрытий часто используют методы обработки, связанные с применением пучков заряженных частиц [1, 2]. В процессе электронного или ионного облучения в поверхностном слое металлических поликристаллов наблюдается накопление дефектов, образование метастабильных фаз и нанокристаллической структуры, что приводит к изменению физико-механических свойств материалов.

В данной работе исследовано влияние облучения импульсным пучком ионов углерода на структуру и фазовый состав титанового сплава Ti-6Al-4V.

В качестве материала для исследования был использован титановый сплав Ti-6Al-4V в ультрамелкозернистом (УМЗ) (средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры 0,24 мкм) состоянии. Сплав имеет двухфазную ( $\alpha+\beta$ ) структуру с содержанием  $\beta$  фазы  $\sim 10\pm 1\%$ . Облучение образцов сплава импульсным пучком ионов углерода (ИИП) наносекундной длительности осуществляли на ускорителе ТЕМП [3]. В ходе исследований параметры пучка были следующими: энергия ионов до 220 кэВ, плотность тока ионов 150 А/см<sup>2</sup>, плотность энергии пучка 3 Дж/см<sup>2</sup>, число импульсов ИИП – 3 и 10.

Исследования структуры показали, что после облучения ИИП по обоим режимам поверхность образцов сглажена, на поверхности присутствуют единичные неглубокие кратеры диаметром до 50 мкм. Детальные исследования структуры поперечного сечения образцов, выполненные с помощью просвечивающей электронной микроскопии, показали, что структура сплава после воздействия ИИП изменяется лишь в приповерхностном слое шириной порядка 5 мкм. При этом структура, сформированная в результате облучения ИИП, имеет две четко выраженные зоны. В первой зоне (шириной  $\sim 4$  мкм) наблюдается образование пластинчатой структуры с поперечным размером пластин 30–300 нм. Далее следует переходной слой, представленный более мелкими (шириной 30–50 нм) и однородными по размерам пластинами и сохранившимися зернами исходной УМЗ структуры.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа облучение ИИП приводит к изменению фазового состава поверхностного слоя образцов сплава: на дифрактограмме некоторые рефлексы  $\alpha$  фазы становятся асимметричными, исчезают рефлексы  $\beta$  фазы и появляются отчетливо различимые рефлексы  $\alpha''$  фазы. При этом с ростом числа импульсов интенсивность рефлексов  $\alpha''$  фазы увеличивается. Появление на дифрактограммах рефлексов метастабильных фаз в результате облучения сплава Ti-6Al-4V обусловлено высокими скоростями нагрева и охлаждения поверхности из области  $\beta$  фазы. Кроме того, на дифрактограммах наблюдается уширение рефлексов  $\alpha$  фазы, что свидетельствует о росте напряжений в приповерхностном слое. Согласно оценке по уширению на полувысоте рентгеновских максимумов значения микроискажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы титана в поверхностном слое сплава Ti-6Al-4V после облучения ИИП возрастают примерно в 1,9 раз вне зависимости от режима облучения.

Результаты расчета плотности дислокаций показали, что облучение импульсным пучком ионов углерода также приводит к увеличению плотности дислокаций в приповерхностном слое сплава в 3 раза (до  $\sim 2,4 \cdot 10^{15}$  м<sup>-2</sup>) по сравнению с исходным состоянием независимо от числа импульсов облучения.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Государственного фонда естественных наук Китая в рамках научного проекта № 21-53-53013.*

1. Pushilina N., Stepanova E., Stepanov A., Syrtanov M. Surface modification of the EBM Ti-6Al-4V alloy by pulsed ion beam // *Metals*. 2021. Vol.11. 512.
2. Grabovetskaya G.P., Stepanova E.N., Mishin I.P., Zabudchenko O.V. The Effect of Irradiation of a Titanium Alloy of the Ti-6Al-4V-H System with Pulsed Electron Beams on Its Creep // *Russian Physics Journal*. 2020. Vol. 63, №6. P. 932–939.
3. Stepanov A.V., Shamanin V.I., Remnev G.E. The study of operation modes of the self-magnetically insulated ion diode // *Rev. Sci. Instrum.* 2019. Vol. 90. 033302.

**РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА ДЛЯ ТЕРМИТНОЙ СВАРКИ  
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ**<sup>1</sup>Сыченко А.О., <sup>2</sup>Губарев Ф.А., <sup>1,3</sup>Мостовщиков А.В.<sup>1</sup>*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*<sup>2</sup>*Севастопольский государственный университет, Севастополь*<sup>3</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Соединение металлов путем сплавления двух отдельных частей является самым надежным способом обеспечения электрического контакта между ними. Преимуществами такого соединения являются его механическая прочность, высокая стойкость к коррозии и окислению в отличие от механического соединения отдельных деталей. Это особенно актуально при эксплуатации токопроводящих элементов в агрессивных климатических условиях, например, при сочетании перепадов температур и влажности. Такие соединения необходимы при их использовании в условиях субтропиков, приморских зон, северных и арктических территорий.

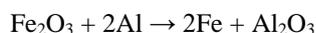
Термитная сварка – способ сварки, при котором для нагрева металла используется термит, состоящий из порошкообразной смеси металлического алюминия или магния и железной окалины. В качестве расходного материала при соединении деталей выступает специальная порошковая смесь, куда входят такие элементы, как алюминий, магний и окислы железа. Эти порошки называются термитами. При их сгорании выделяется энергия. Этой энергии достаточно, чтобы перевести кромки соединяемых деталей в полужидкое состояние. Происходит смешивание металла с материалом смеси и последующая кристаллизация.

В начале работы были выбраны три известные термитные смеси. Такие как: 1.  $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al}$  (нанопорошок); 2.  $\text{Cu}_2\text{O} + \text{Al}$  (нанопорошок); 3.  $\text{CuO} + \text{Al}$  (нанопорошок).

Состав из алюминия и оксида железа является самой распространенной термитной смесью, его основная пропорция  $\text{Al}$ (25%) и  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  (75%).

В качестве порошкового алюминия использован нанопорошок алюминия вследствие его высокой химической активности. Активный металл  $\text{Al}$  является носителем запасенной химической энергии, которая может быть извлечена при его сжигании. Энергия запасается в виде двойного электрического слоя с высокой псевдоемкостью, сформировавшегося в условиях электрического взрыва и усиливавшегося при пассивировании. При сжигании и при протекании химических реакций запасенная энергия выступает в роли «спускового механизма», понижая температурные пороги процессов.

Приведем уравнение реакции:

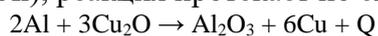


Так как, при данном отношении смесь с нагревом взаимодействовала намного лучше, нагрев происходил от лазерной указки или спички в течении 3 – 7 с. Горение данного состава протекало в течении 15 – 25 с. При данной реакции было видно, что процесс горения нанопорошка  $\text{Al} - \text{Fe}_2\text{O}_3$  сопровождается быстрым разлетом продуктов сгорания, которые представляют собой полые сферы диаметром до 3 мм.

Медно-алюминиевый термит, красный термит получается при смешивании порошков оксида двухвалентной меди и алюминия. Это лишь один из многих вариантов, так называемых термитных смесей.

Как и в случае с железом – алюминиевым термитом у смеси достаточно большая температура воспламенения. При воспламенении смеси, она быстро сгорает, что не удовлетворяет условиям сваривания проводников.

Время горения от 2 – 10 секунд. В случае с медно-алюминиевым термитом порошок оксида двухвалентной меди смешивается с порошком алюминия в массовой пропорции приблизительно 80% ( $\text{CuO}$ ) к 20% ( $\text{Al}$ ), реакция протекает по схеме:



При поджиге смеси открытым пламенем она не воспламеняется. Время нагрева

составило около 5 – 10 минут. Таким образом, очень долго шел процесс воспламенения смеси.

Выделяющегося тепла хватает для разогрева смеси до температуры выше температуры кипения меди ( $T = 2567\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Это объясняет наличие газовой фазы в продуктах реакции. Смесь сгорает с разлетом продукта, а прореагировавшего продукта остается очень мало.

В связи с этим использование данной термитной смеси не подходит для сваривания фехралевых проводов, так как химическая реакция протекает быстро и в достаточно широком объеме. Смесь оксида меди и алюминия, являющаяся черным термитом, протекает точно также, как и описанная выше реакция.

Но при протекании химической реакции, готовый продукт полностью ушел на её осуществление. Данная реакция не является подходящей для сваривания фехральных проводов.

Анализ процесса горения проходил в несколько этапов:

- 1) смесь сварочного термита (0,5 гр.) засыпалась в форму и утрамбовывалась;
- 2) извлечение из формы на железную пластину, на которой будет проходить эксперимент;
- 3) железная пластина со смесью помещается на штатив, который размещен на заданном расстоянии от лазера;
- 4) устанавливается время поджига ( $t = 3\text{ с}$ ) и запускается установка.

Исследование горения образца происходило с использованием лазерного проекционного микроскопа. Образец нанопорошка металла помещали на предметный столик. Для записи процесса горения нанопорошка в собственном свете лабораторная установка содержала USB – камеру (ELP-U8BFHD01MMFV) с макрообъективом (Canon Macro Lens EF 100 mm). Для исключения засветки камеры устанавливали светофильтр. Объект наблюдения в данной схеме освещался усиленным спонтанным излучением усилителя яркости через объектив с фокусным расстоянием 80 мм, который обеспечивал область наблюдения диаметром  $\sim 0.7\text{ мм}$ . Формируемое отраженным от объекта излучением и усиленное усилителем яркости изображение проецировалось на скоростную камеру 12 (Phantom Miro C110) объективом через нейтральный светофильтр и фильтр с полосой пропускания  $510 \pm 5\text{ нм}$ . Изображения, зарегистрированные скоростной камерой, передавались в компьютер для хранения и анализа. На основе обработки изображений установлено, что все составы горят с образованием жидкой фазы, что делает их пригодными для сварки металлов.

Таким образом, в работе подобран и исследован сварочный термитный состав, который подходит для сварки тугоплавких металлов и сплавов, например, фехраля. Фехралевые нагреватели используются в высокотемпературных печах для роста полупроводниковых монокристаллов, в печах для спекания керамики, отжига. Также на основе таких фехралевых нагревателей можно изготавливать нагревательные устройства длительного режима работы для обогрева помещений, прогрева грунтов, бетонизируемых площадок при работе в условиях низких температур Крайнего Севера и Арктики.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Термитная сварка [Электронный ресурс] <https://svarkoy.ru/teoriya/termitnaya-svarka.html>
2. Термитная смесь [Электронный курс] <http://www.alfa-industry.ru/news/115/63344/>
3. Термитная сварка [Электронный курс] <https://tehnavigator.ru/Biblioteka/135.pdf>.

## РАЗРАБОТКА АЛИТИРУЮЩЕГО СОСТАВА ДЛЯ ФЕХРАЛЬНОГО НАГРЕВАТЕЛЯ

<sup>1</sup>Сыченко А.О., <sup>1</sup>Гребнев М.Э., <sup>1</sup>Шевякова Н.А., <sup>1,2,3</sup>Мостовщиков А.В.

<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Эксплуатация материалов в экстремальных климатических условиях требует создания материалов со специальными свойствами: повышенной стойкостью к химическим, физическим, механическим воздействиям. Это обусловлено тем, что подобные природные условия часто сопряжены с работой изделий в условиях повышенной влажности, приводящей к ускоренной коррозии материалов изделий. Использование материалов в условиях широкого диапазона рабочих температур внешней среды приводит к существенному различию в теплоотводе при теплообмене с окружающей средой. Это, в свою очередь, приводит к процессам сжатия-растяжения в металлических объектах, что вызывает накопление усталостных напряжений в материалах. Таким образом, использование материалов в подобных условиях требует специальных материалов или придания новых свойств уже существующим материалам. Одним из возможных направлений является нанесение покрытий на металлические изделия для создания модифицированной поверхности, обладающей более высокими эксплуатационными характеристиками, например, методом алитирования.

Алитирование (или алюминирование) – это процесс насыщения поверхностного слоя атомами алюминия. Поверхностный слой металла, который подвергается обработке, насыщаясь алюминием, приобретает высокие эксплуатационные свойства. Сам метод имеет относится к химико-термической обработке изделий из сталей и сплавов в циркулирующей среде. Данный метод используется в различных отраслях промышленности, а также в авиационной и космической технике, энергомашиностроении и пр.

Задачей метода считается получение диффузионных покрытий, за счёт увеличения скорости их формирования, понижение затрат начальных материалов и совершенствование экологии за счет резкого уменьшения вредоносных выбросов в атмосферу.

Большую применимость в промышленной отрасли получили такие способы алитирования как:

- алитирование методом погружения в расплав;
- алитирование плакирования;
- электролитическое алитирование;
- алитирование в порошкообразных смесях;
- алитирование в вакууме.

Каждый способ имеет преимущества и недостатки.

В предоставленной работе был использован метод алитирования в порошкообразных смесях. Сам способ алитирования рекомендовано использовать для деталей трудной конфигурации, так как алитирование в данных смесях выделяется сложностью процесса и его высокой ценой.

Недостатками данного способа является:

- высокая температура и длительность процесса;
- высокая трудоемкость и стоимость процесса.

Процесс алитирования был произведен с различными составами смесей ( $Al + NH_4Cl$  и  $Fe + NH_4Cl$ ) и количеством часов в печи. В исследованиях использован нанопорошок алюминия вследствие его высокой химической активности и хорошей спекаемости. Алитированный состав ( $Al + NH_4Cl$ ) показал наиболее хорошие результаты: алюминий образовал достаточно равномерное покрытие для защиты подложки из фехраля от различных внешних факторов и придания ему более высокой коррозионной стойкости.

Нанесение и получение алитированного состава производилось в несколько этапов.

Подложки были погружены в чашу с дистиллированной водой в ультразвуковую ванну при 25°C на 10 минут. После были промыты под проточной водой, но на подложках все еще оставались следы коррозии. Решением было погрузить их в чашу с 20% спиртом и оставить также в ультразвуковой ванне на 10 минут при 25°C.

Для приготовления алитирующего состава использовали порошок алюминия с размером частиц 8 мкм в количестве 0,57 г и хлорид аммония  $\text{NH}_4\text{Cl}$  в количестве 0,057 г. (соотношение 10 %).

После приготовления алитирующего состава, его нужно ровным слоем нанести на очищенные подложки. Нанесение смеси  $\text{Al} + \text{NH}_4\text{Cl}$  и  $\text{Al} + \text{Fe} + \text{NH}_4\text{Cl}$  на подложки из сплава фехраля происходило с помощью шпателя из нержавеющей стали. Закрепление состава на подложке производилось с помощью силикатного клея.

Сушка происходит в течении суток для закрепления слоев на подложке. Далее подложки погружают в печь на несколько часов. В процессе сушки и отжига участвовали 5 подложек, которые находились в печи различное время при высокой температуре. После этапа отжига можно проследить разницу застывшего состава  $\text{Al} + \text{Fe} + \text{NH}_4\text{Cl}$  от  $\text{Al} + \text{NH}_4\text{Cl}$ , а именно смесь  $\text{Al} + \text{Fe} + \text{NH}_4\text{Cl}$  оказалась более пористой и с небольшой адгезией, лишние остатки смеси очень легко отходили от подложки.

После отжига и остывания подложек, они были очищены от лишних остатков силикатного клея и их поверхность изучена с помощью микроскопа. Оптимальный состав  $\text{Al} + \text{NH}_4\text{Cl}$  позволил получить достаточно однородную пленку на поверхности (рис. 1).

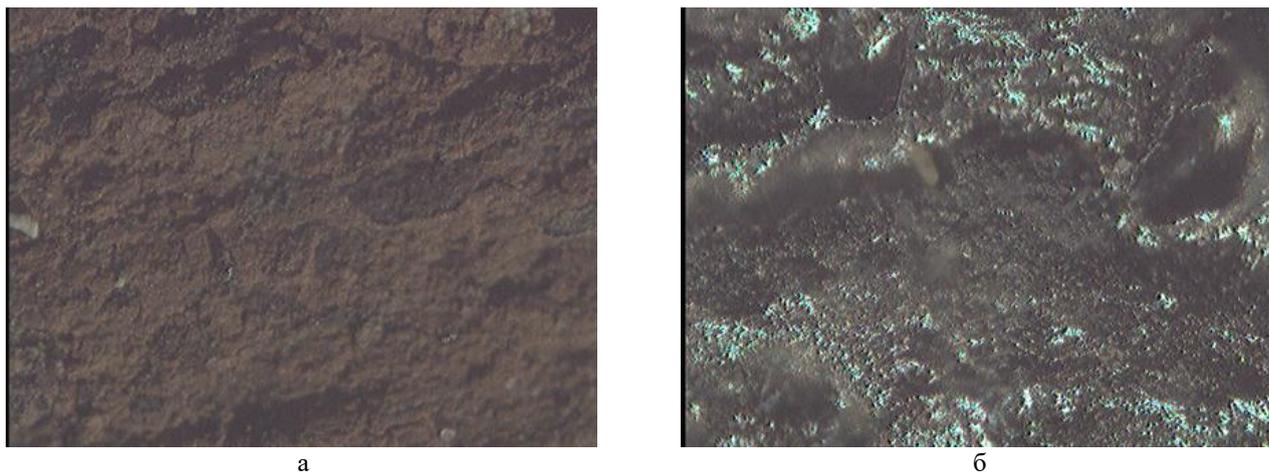


Рис. 1. Подложка из фехраля до (а) и после (б) отжига с составом  $\text{Al} + \text{NH}_4\text{Cl}$  (увеличение 10х)

Таким образом, алитирование позволяет получить модифицированную поверхность, которая будет обеспечивать лучшую интеграцию с другими материалами в процессе приваривания, пайки, механического прикручивания клемм контактов и т.п.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Алитирование стали [Электронный ресурс] <https://stankiexpert.ru/spravochnik/materialovedenie/alitirovanie-stali.html>.
2. Характеристика процесса алитирования стали [Электронный курс] <https://seventools.ru/metally/process-alitirovaniya.html>.
3. Алитирование [Электронный курс] <https://findpatent.ru/patent/210/2107112.html>.

## ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА В95Т ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Тарасов С.Ю., Иванов А.Н., Гусарова А.В., Амиров А.И., Чумаевский А.В.,  
Белобородов В.А., Соколов П.С., Жуков Л.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) обеспечивает в алюминиевых сплавах формирование ультрамелкодисперсной структуры с измененным фазовым составом. Прочностные свойства сплава определяются механизмом дисперсионного упрочнения частицами вторичных фаз, поскольку при термомеханическом воздействии ФПО формируется пересыщенный раствор, из которого при охлаждении происходит диффузия атомов вторичных фаз в места скопления дислокаций и по границам зерен [1]. При интенсификации диффузионного процесса происходит формирование крупных частиц вторичных фаз, некогерентных к основному металлу. В результате возможна деградация структуры и свойств материала, которая частично устраняется последующей процедурой естественного или искусственного старения [2]. Охлаждение зоны обработки снижает интенсивность процессов старения и, потенциально, может привести к формированию более равновесной структуры с повышенными прочностными показателями.

На экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН были получены образцы из алюминиевого сплава В95Т, подвергнутого ФПО с водяным охлаждением. Толщина материала составила 3 мм, глубина внедрения инструмента 2,8 мм, скорость обработки 90 мм/мин, усилие на инструменте при внедрении и перемещении, соответственно, 2500 и 2700 кг, частота вращения инструмента варьировалась в диапазоне 325–425 об/мин. После ФПО образцы были подвергнуты старению в различных условиях и испытаниям на одноосное растяжение (рис. 1).

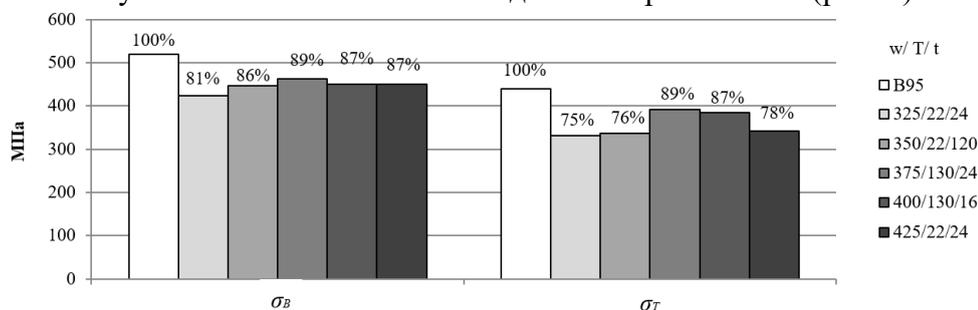


Рис. 1. Сравнение пределов прочности и текучести сплава В95 в исходном и обработанном состоянии: w – частота вращения инструмента, об/мин; T – температура старения, °C; t – время старения, ч

По результатам испытаний установлено, что продолжительность процесса естественного старения не оказывает существенного влияния на результирующие прочностные характеристики материала, которые также могут быть достигнуты в результате подбора параметров режима обработки. Искусственное старение оказывает существенное влияние, особенно на предел текучести, что свидетельствует об интенсивном выделении частиц вторичных фаз по границам структурных элементов сплава, которое труднодостижимо путем естественного старения материала либо подбора параметров режима обработки.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Humphreys F. J. et al. Recrystallization and related annealing phenomena //Elsevier Ltd. – 2004. – P. 658.
2. Tarasov S. Yu. et al. Ultrasonic-assisted aging in friction stir welding on Al–Cu–Li–Mg aluminum alloy //Welding in the world. 2017. Vol. 61. Iss. 4. P. 679–690.

**МИКРОСТРУКТУРА МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ**

Ткачев М.С., Малофеев С.С., Бодякова А.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Для многих компонентов электрической техники, таких как разъемные контакты, коллекторные пластины, электроды контактной сварки, необходимо сочетание высокой прочности и электропроводности поверхностных слоев изделий для увеличения срока их надежной эксплуатации. Помимо традиционных методов поверхностной модификации, интересным представляется использование обработки трением с перемешиванием, которая позволяет сформировать на поверхности ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру за счет механического перемешивания материала вращающимся пином в процессе обработки.

В качестве материала исследования был выбран сплав Cu-0,3%Cr-0,5% Zr (вес.%). Из сплава были вырезаны пластины толщиной 3 мм. Пластины были подвергнуты обработке на получение пересыщенного твердого раствора при температуре 920 °С в течение 1 ч с охлаждением в воду и последующему старению при температуре 450 °С 1 ч. Обработку трением с перемешиванием (ОТП) осуществляли на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company. Инструмент для обработки трением с перемешиванием был изготовлен из карбида вольфрама. Диаметр плечиков составлял 14,5 мм, длина пина – 2,5 мм. Скорость вращения инструмента достигала 500 мин<sup>-1</sup>, скорость подачи – 125 мм/мин. Угол наклона инструмента к нормали составил 2,5°. Исследования микроструктуры проводили с помощью металлографического микроскопа Olympus GX-71 и растрового электронного микроскопа Quanta 600 FEI, оснащенного приставкой для анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов. Электрополировку образцов для микроструктурных исследований осуществляли в электролите 25% HNO<sub>3</sub> и 75% CH<sub>3</sub>OH при комнатной температуре под напряжением 10 В 10-15 с.

Общий вид сварного соединения представлен на рисунке 1а. В основном материале наблюдаются крупные частицы, размером 100-300 мкм, содержащие Cr и Zr, которые выделились по границам дендритов в процессе кристаллизации. ОТП приводит к измельчению первичных частиц и равномерному распределению их в медной матрице.

В зоне перемешивания (ЗП) после ОТП формируется равноосная зеренная структура с высокой долей большеугловых границ (более 0,7). Средний размер зерен, рассчитанный методом секущих, составляет 0,86 мкм. Зерна характеризуются низким уровнем внутренних напряжений, доля рекристаллизованных зерен (зерен со средним углом разориентировки внутри кристаллитов менее 2°) составляет более 0,83 (голубой цвет на рисунке 1б). В некоторых зернах обнаружены двойники, границы которых обозначены зеленым цветом. На гистограмме распределения границ кристаллитов по углам отчетливо видны 3 пика. Первый пик величиной ≈0,1 связан с наличием малоугловых границ деформационного происхождения, которые сформировались в процессе обработки в результате развития непрерывной динамической рекристаллизации. Второй пик (≈0,08) в области 44-52° может быть связан с формированием зерен за счет выпучивания исходных границ в процессе прерывистой динамической рекристаллизации. Еще один пик (≈0,07) в области 60° обусловлен двойниковыми границами Σ3, которые формируются в рекристаллизованных зернах.

Микроструктура зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) содержит высокую долю малоугловых границ (красный цвет). По мере приближения к зоне перемешивания увеличивается доля большеугловых границ и кристаллитов с низким уровнем напряжений. Ультрамелкие равноосные зерна размером менее 1 мкм формируются цепочками, разделяя деформированную матрицу с высокой долей МУГ. По мере отдаления от ЗП увеличивается расстояние между цепочками, снижается доля рекристаллизованных зерен, падает общая протяженная границ кристаллитов на единицу площади.

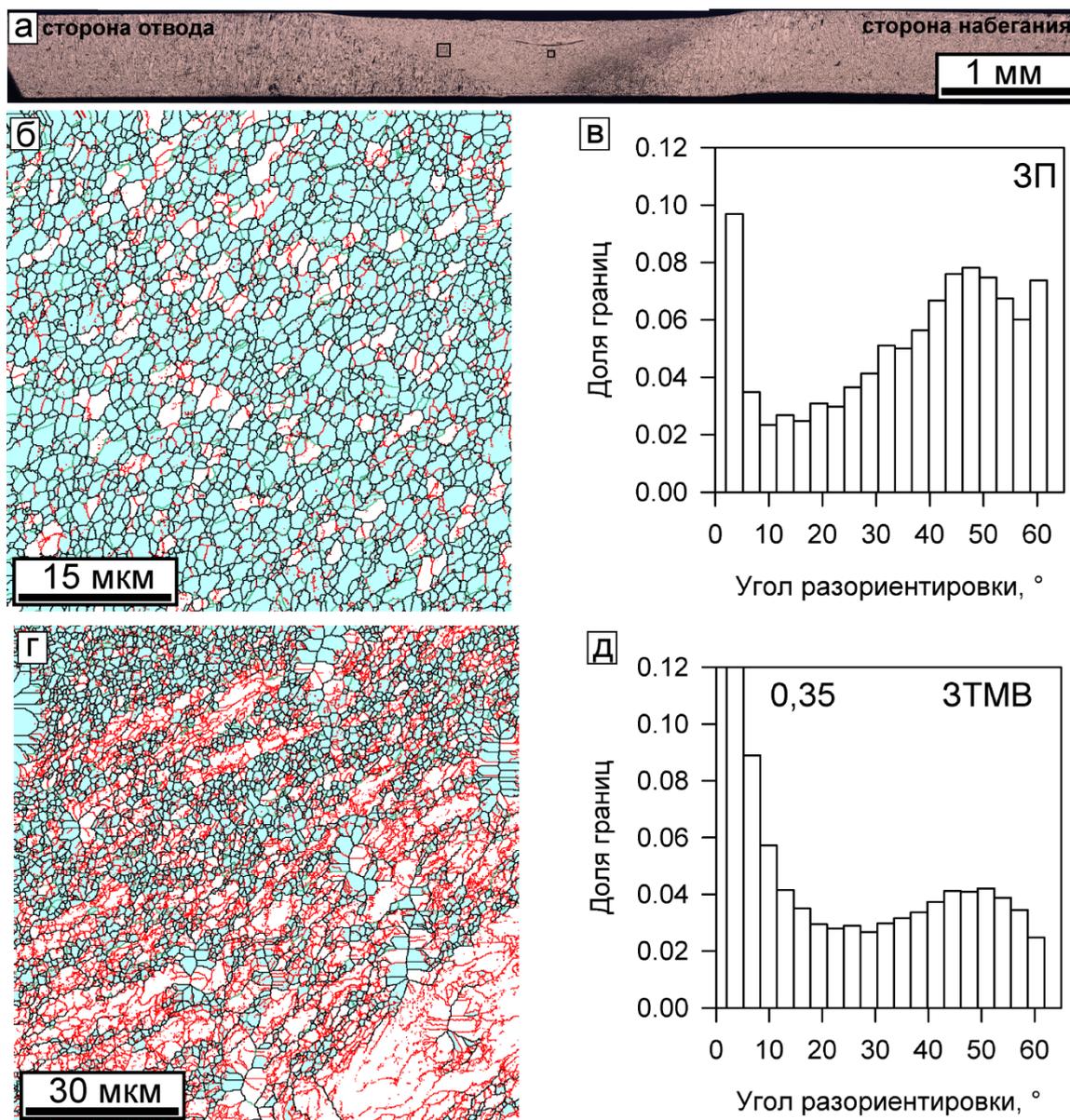


Рис. 1. Общий вид образца после ОТП (а). Микроструктура зоны перемешивания (ЗП) (б) и зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) (г) с гистограммами распределения границ кристаллитов по углам разориентировки (в, д). Красные линии – МУГ, черные – БУГ, зеленые – границы ЗЗ. Голубым цветом обозначены динамически рекристаллизованные области образца. Прямоугольниками обозначены области съемки микроструктуры образца

Гистограмма распределения зерен по размеру зоны термомеханического влияния (рис. 1д) имеет бимодальный характер. Пик в области МУГ ( $\approx 0,35$ ) приходится на углы с ориентировкой от  $2^\circ$  до  $5^\circ$ . Также обнаружен пик в области  $44-52^\circ$ , связанный с развитием динамической рекристаллизации.

*Работа выполнена при поддержке стипендии Президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам № СП-2222.2022.2 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

**ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ  
НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВАХ  
С ДИСПЕРСНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ**

<sup>1,2</sup>Тюменцев А.Н., <sup>1,2</sup>Суханов И.И., <sup>3</sup>Чернов В.М.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>3</sup>Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов  
имени академика А.А. Бочвара (ОАО «ВНИИНМ»), Москва

Хорошие перспективы использования в активных зонах (АЗ) ядерных и термоядерных реакторов новых поколений имеют малоактивируемые ванадиевые сплавы V–Ti–Cr-(C,O,N) и V–Cr–Me(W,Ta)–Zr-(C,O,N) с дисперсным упрочнением оксикарбонитридами, карбидами и оксидами титана или циркония. Эти перспективы связаны:

- с возможностью значительного повышения эффективности такого упрочнения путем наноструктурирования гетерофазной структуры этих сплавов с применением специальных режимов термомеханической обработки;

- с разработкой новых методов дисперсного упрочнения наноразмерными частицами ZrO<sub>2</sub> с использованием химико-термической обработки.

Проведено экспериментальное и теоретическое исследование термической стабильности гетерофазной структуры указанных выше сплавов с различным типом неметаллических фаз (TiC, ZrC, ZrO<sub>2</sub>) в температурно-временных интервалах их технологической обработки и эксплуатации в АЗ ядерных и термоядерных реакторов.

Показано, что термическая стабильность этих фаз определяется их термодинамической стабильностью и скоростями коагуляции, отвечающими за термическую стабильность наноразмерной гетерофазной структуры. Важным фактором, контролирующим эти скорости, являются соотношения между стандартными термодинамическими потенциалами их образования и соответствующими потенциалами карбидов и оксидов ванадия.

В квазибинарном приближении для ванадиевых сплавов с частицами TiC, ZrC и ZrO<sub>2</sub> выявлены закономерности коагуляции этих частиц в зависимости от стандартных термодинамических потенциалов их образования. Показано, что скорость коагуляции наноразмерных частиц ZrC в температурном интервале (973 – 1273) К снижается, по сравнению с частицами TiC, примерно на порядок; частиц ZrO<sub>2</sub> – на (2 – 4) порядка. В условиях длительной (до 50 000 часов) термической обработки это может обеспечить сохранение наноразмерной (радиус частиц менее 10 нм) гетерофазной структуры для частиц TiC при T ≤ 823 К, ZrC при T ≤ 973 К и ZrO<sub>2</sub> при T ≤ 1273 К.

Сделано заключение о возможности повышения термической стабильности гетерофазной структуры и верхней границы интервала рабочих температур сплавов V–Cr–W–ZrC, по сравнению с V–Cr–Ti-(TiV)C, на (100 – 200) градусов. В композициях V–Cr–W–ZrO<sub>2</sub> эта граница может быть повышена на ≈ 300 и ≈ 200 градусов, по сравнению со сплавами, содержащими частицы на основе карбидов титана и циркония, соответственно.

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

**ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ УЗ-СВАРКИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ  
НА ОСНОВЕ ПЭЭК И УВ-ПРЕПРЕГА**<sup>2</sup>Тянь Дэфан., <sup>1</sup>Алексенко В.О., <sup>1</sup>Бяков А.В., <sup>1</sup>Буслович Д.Г., <sup>1,2</sup>Панин С.В.<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*<sup>2</sup>*Томский политехнический университет, Томск*

Приложение ультразвуковых колебаний является одним из распространенных способов сварки термопластов. Эта технология достаточно хорошо развита и широко используется в промышленности.

С позиции подбора параметров силы прижима и времени приложения УЗ-колебаний и остывания, актуальность представляют не только температуры стеклования и плавления полимера, но и его молекулярное строение (молекулярная масса и полярность звеньев). За счет прижима на границе раздела УЗ-соединяемых деталей должно произойти диффузионное реологическое взаимодействие молекул с формированием структурного перехода. Подобное взаимное проникновение эффективно реализуется, когда полимеры находятся в вязкотекучем состоянии, а молекулы имеют максимальную подвижность и минимальную плотность упаковки [1].

УЗ-сварка ранее не использовалась в промышленности для изготовления слоистых армированных изделий (препрегов) из термопластичных композиционных связующих. Однако в настоящее время в литературе появляется значительное количество публикаций, посвященных применению метода УЗ-сварки для формирования слоистых композитов на основе высокопрочных высокотемпературных термопластических связующих, армированных высокомодульными волокнами (тканями) [2].

С помощью метода Тагучи проведено ранжирование степени влияния параметров УЗ-сварки слоистых композитов. Для понимания природы выявленных эффектов проведен анализ структуры границы раздела в зоне сплавления.

Для создания образцов слоистых композитов применяли следующие компоненты: пластины, сформированные из порошка ПЭЭК 770PF (Zeereek, Китай) методом плунжерного литья; препрег на основе ПЭЭК и ленты из однонаправленных углеродных волокон (Toray Cetex TC1200, толщина 140 мкм); в качестве адгезионной пленки (Energy Director – ED) использовали пленку ПЭЭК (Vitrex, Aptiv 2000, толщина 250 мкм). Толщина пленки была выбрана на основе анализа литературных данных [3].

Для УЗ-соединения пластин использовали станок ультразвуковой сварки УЗПС-7 (ООО «СпецмашСоник», г. Воронеж). Свариваемые пластины помещали в фиксирующую струбцину, исключая возможность их взаимного перемещения. Размер инструмента, обеспечивающего подвод УЗ-колебаний к соединяемым внахлест пластинам, составлял 20×20 мм.

Для оптимизации режимов УЗ-консолидации слоистого композита «ПЭЭК – ED – препрег – ED – ПЭЭК» использован метод Тагучи. В процессе планирования эксперимента были выбраны уровни всех факторов (технологических параметров) и диапазон возможных изменений их значений. Диапазон времени УЗ-сварки был выбран в пределах от  $\tau_{уз}=800\div 1200$  мсек, поскольку при более низких значениях времени не удавалось соединить (сплавить) пластины. С другой стороны, более высокие значения  $\tau_{уз}$  могут привести к расплавлению как ED, так и разрушению препрега. Это неминуемо приведет формированию дефектного изделия. Диапазон изменения давления прижима инструмента  $P_{приж}$  и времени прижима после окончания УЗ-сварки (выдержки)  $\tau_{приж}$  определяли исходя из технических характеристик станка для УЗ-сварки, а также путем визуального контроля области соединения свариваемых полимерных пластин.

График на рис. 1 иллюстрирует влияние уровней факторов на величины предела прочности, удлинения и работы разрушения.

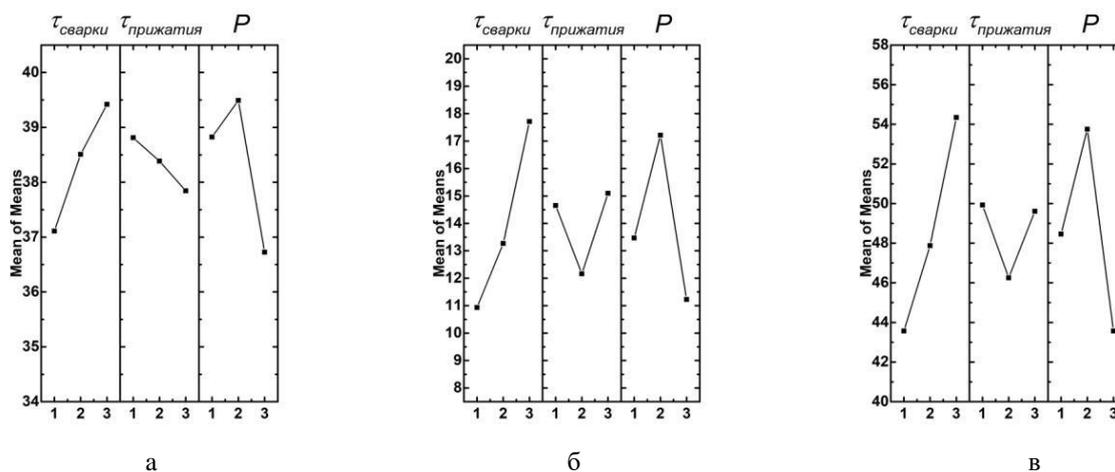


Рис. 1. Графики изменения физико-механических характеристик от уровней параметров УЗ-сварки: предел прочности (а), удлинение при разрыве (б), работа разрушения (в)

Видно (рис. 1а), что изменение времени прижатия  $\tau_{\text{приж}}$  от 500 до 1500 мсек сопровождается минимальным изменением предела прочности. С другой стороны, для последнего более значащими факторами являются давление прижима  $P_{\text{приж}}$ , а также время УЗ-сварки  $\tau_{\text{уз}}$ . Следующим анализируемым параметром была величина удлинения при разрыве (рис. 1б). Аналогично, время УЗ-сварки и давление прижима являются более значимыми факторами, в то время как время прижатия после УЗ-воздействия оказывает существенно меньшее влияние. Зависимость влияния уровней технологических факторов УЗ-сварки на еще один параметр – работу разрушения  $A_p$ , показал тот же тренд, что и для случая удлинения до разрушения.

Разрушение соединений внахлест слоистых композитов при испытаниях на растяжение по основному материалу связано не только с высокой прочностью на сдвиг, но и двойным макроизгибом образцов, имевшем место при одноосном растяжении вследствие повышенной жесткости центральной части образца, имевшей удвоенную толщину.

Разрушение углеродных волокон вследствие расплавления препрега является негативным фактором, однако в условиях УЗ-консолидации соединений внахлест может обуславливать дополнительное армирование материала в зоне линии сплавления, повышая прочность при растяжении.

Формирование пористости на границе сплавления должно быть связано с плавлением не только адгезионных пленок ED, но и препрега, а также соединяемых пластин ПЭЭК. Расплавление препрега неизбежно приводит к разрушению армирующих волокон.

В качестве одного из ключевых параметров для контроля процесса УЗ-консолидации слоистого композита предлагается использовать изменение толщины шва. Как только его толщина уменьшится на величину порядка 350–400 мкм (на 100–150 мкм меньше суммарной толщины обеих адгезионных пленок ED) УЗ-воздействие следует прекращать.

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00741.*

1. Jongbloed B.C.P., Teuwen J.J.E., Palardy G., Villegas I.F., Benedictus R. Improving weld uniformity in continuous ultrasonic welding of thermoplastic composites // Proceedings of the 18th European Conference on Composite Materials: 24-28th June 2018, Athens, Greece. P. 1-9.
2. Sun Y., Liu X., Yang X. A novel ultrasonic precise bonding with non-constant amplitude control for thermalplastic polymer MEMS // Ultrasonics. 2018. Vol.84. P. 404–410.
3. Tsiangou E., Teixeira de Freitas S., Villegas I.F., Benedictus R. Investigation on energy director-less ultrasonic welding of polyetherimide (PEI)- to epoxy-based composites // Composites Part B: Engineering. 2019. Vol. 173. P. 107014.

## МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время интерес к композиционным материалам с металлической матрицей возрастает благодаря их уникальным прочностным характеристикам и хорошей износостойкости [1]. Такие свойства необходимы в различных отраслях промышленности. Увеличение износостойкости материалов имеет помимо экономического эффекта также и положительное влияние на ресурсосбережение, особенно при использовании дорогостоящих и редких металлов и сплавов.

На сегодняшний день аддитивное производство является передовым методом получения изделий различного назначения, поскольку позволяет создавать детали сложной геометрии с высокой точностью и с минимальными временными затратами. Но, высокие скорости охлаждения часто приводят к образованию крупных столбчатых зерен и отрицательно сказываются на прочности и износостойкости полученных изделий [2, 3]. Решение вышеуказанной проблемы в области локальной металлургии в аддитивных технологиях возможно с использованием дополнительных воздействий при печати или при введении в ванну расплава дополнительных компонентов, сдерживающих избыточный рост зёрен.

Для устранения вышеупомянутых проблем, при использовании электронно-лучевой аддитивной печати использовались порошки состава (W, Ni, Co, Cr, Fe) для армирования алюминиевой бронзы и получения изделий с повышенной износостойкостью.

Образцы были получены на лабораторной установке электронно-лучевого аддитивного производства. В ходе работы, по ранее подобранным рациональным режимам печати, на подложке из нержавеющей стали 12X18H10T были получены образцы из бронзы БрАМц9-2 с размерами 69x32x9 мм. После печати определенной высоты был нанесен порошок и внедрен в бронзовую матрицу комбинированным способом (6 слоёв по 1,5 мм) электронным лучом с подачей бронзовой проволоки. Состав используемых порошков и их масса на один напечатанный слой представлена в таблице 1. Проведенные исследования структуры и свойств образцов показывают, что, хотя и имеются достаточно существенные неоднородности в распределении порошков в объеме поверхностных слоёв, полученные композитные слои не проявляют наличия крупных дефектов и обладают повышенными механическими и трибологическими свойствами.

Таблица 1. Соотношение исходных порошков и их вес на один напечатанный слой при печати композиционных материалов методом ЭЛАП

Номер порошка	Химический состав, вес.%					Масса порошка на один слой, г
	W	Ni	Co	Cr	Fe	
1	100	-	-	-	-	3,2
2	-	50	-	-	50	2
3	50	-	-	-	50	3
4	-	25	25	25	25	2

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Li, N., Liu, W., Wang, Y. et al. Laser Additive Manufacturing on Metal Matrix Composites: A Review // Chin. J. Mech. Eng. 2021. Vol. 34. P. 38.

2. Zhai W., Zhao Y., Zhou R., Lu W, Zhai W., Liu X., Zhou L., Chang S. Additively manufactured (Fe, Ni)Al-reinforced nickel aluminum bronze with nearly-isotropic mechanical properties in build and transverse directions // Materials Characterization. 2022. Vol. 184. 111706.

3. Dharmendra C., Rice K.P., Amirkhiz B.S., Mohammadi M. Atom probe tomography study of  $\kappa$ -phases in additively manufactured nickel aluminum bronze in as-built and heat-treated conditions // Mater.Des. 2021. Vol. 202. 109541.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ОБЛАСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Чумаевский А.В.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиевые сплавы широко используются в аэрокосмической, транспортной, судостроительной и других отраслях промышленности. С расширением областей их применения разрабатывается больше алюминиевых сплавов для достижения желаемых свойств. В настоящее время развитие аддитивного производства металлических материалов позволяет изготавливать изделия из разнородных алюминиевых сплавов более быстрым способом, что значительно сокращает время и стоимость производства [1].

Сплав AA5356 имеет высокую коррозионную стойкость, ударную вязкость, свариваемость и среднюю прочность [2]. Сплав AlSi12 широко используется в автомобильной и железнодорожной промышленности благодаря их хорошим литейным свойствам [3]. Для совмещения свойств данных сплавов в работе произведено получение функционально-градиентного материала системы Al-Mg/Al-Si методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН.

Для исследования изменения химического состава в разных зонах напечатанного функционально-градиентного материала Al-Mg/Al-Si использовался метод энергодисперсионного анализа. Изменение содержания магния и кремния по направлению роста тонкостенного изделия показано на рис. 1. Проведенные исследования показывают, что для образцов характерны высокие механические свойства переходной области и отсутствие крупных дефектов, неоднородность содержания кремния не превышает соответствующие значения для вышележащих слоёв аддитивно-напечатанного сплава AlSi12.

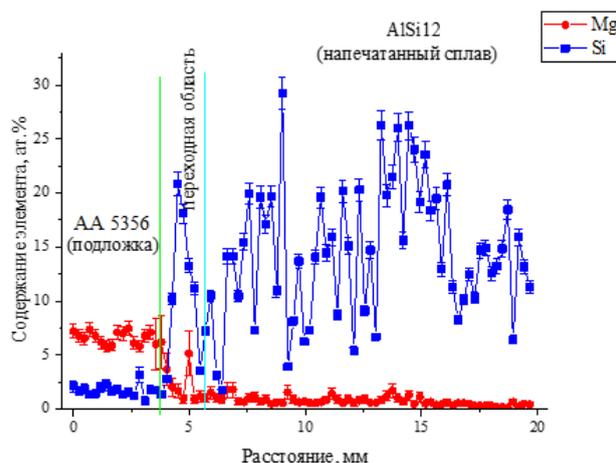


Рис. 1. Средние профили концентрации Mg и Si по высоте функционально-градиентного материала системы Al-Mg / Al-Si, полученного проволочным электронно-лучевым аддитивным производством

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Chang T., Fang X., Liu G. et al. Wire and arc additive manufacturing of dissimilar 2319 and 5B06 aluminum alloys // Journal of Materials Science & Technology. Vol. 124. P. 65–75.
2. Tenkamp J., Stammkötter S., Merghany M. et al. Uniform Fatigue Damage Tolerance Assessment for Additively Manufactured and Cast Al-Si Alloys: Size and Mean Stress Effects // Additive Manufacturing Letters. 2022. 100076.
3. Geng Y., Panchenko I., Chen X. et al. Wire arc additive manufacturing Al-5.0 Mg alloy: Microstructures and phase composition // Materials Characterization. 2022. Vol. 187. 111875.

## СТРУКТУРА ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА АК12, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Чумаевский А.В.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Технологии аддитивного производства позволяют изготавливать изделия сложной формы на основе соответствующих 3D-моделей. На настоящее время они активно используются в медицинской, аэрокосмической, автомобильной и других промышленности [1]. Алюминиевые сплавы используются в конструкционных и функциональных приложениях благодаря сочетанию таких характеристик как легкого веса, высокой теплопроводности, высокой удельной прочности и хорошей коррозионной стойкости. Сплавы системы Al-Si близкие к эвтектическому составу используются для изготовления отливок сложной формы. Но сплавы системы Al-Si имеют грубую игольчатую эвтектику в обычных отливках, что значительно ухудшает механические свойства [2,3]. В литейных сплавах Al-Si является наличие примеси Fe, которая может образовывать длинную игольчатую фазу  $\beta$ -AlFeSi [2,3]. Высокая скорость охлаждения может привести к измельчению микроструктуры и повышению содержания растворенных элементов в твердом растворе. Чем выше скорость охлаждения, тем значительно может быть достигнуто улучшение механических свойств, что обуславливает возможности применения аддитивных технологий для решения вышеуказанных проблем.

Тонкостенные образцы были получены на лабораторной установке для электронно-лучевого аддитивного производства в ИФПМ СО РАН. Структурные исследования указывают на изменение распределения первичных дендритов алюминия, эвтектики и пластин кремния по объему напечатанного материала (рис. 1). При этом во всех представленных случаях эвтектика ( $\alpha$ -Al+Si) имеет компактную форму и не является грубой (игольчатой).

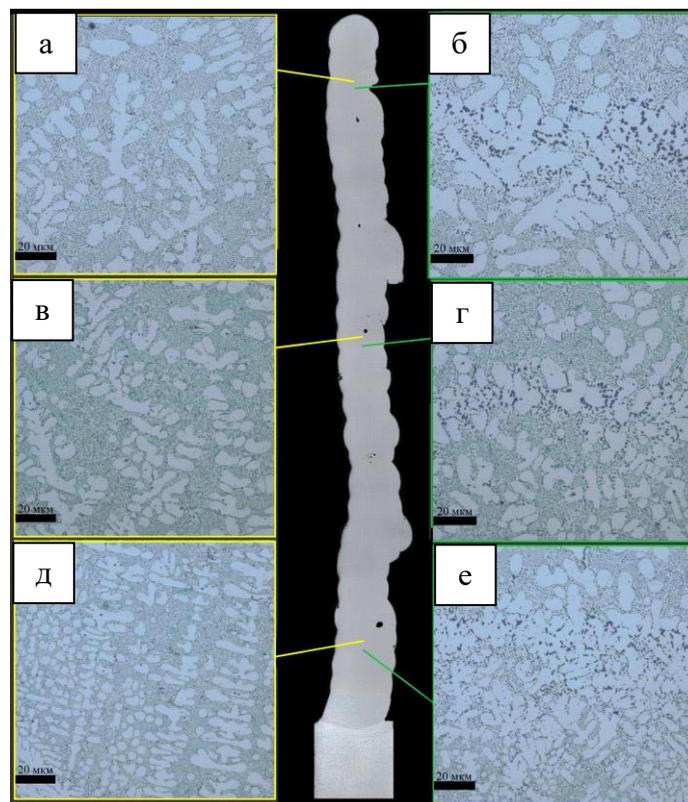


Рис. 1. Металлографические изображения микроструктуры сплава АК12 в верхней (а, б), средней (в, г) и нижней (д, е) частях образца, напечатанного проволочным электронно-лучевым аддитивным производством. Внутри напечатанного слоя – а, в, д; между слоев – б, г, д

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Suzuki A., Miyasaka T., Takata N. et al. Control of microstructural characteristics and mechanical properties of AlSi12 alloy by processing conditions of laser powder bed fusion // Additive Manufacturing. 2021. Vol. 48. 102383.
2. Ai X., Wang J., Wen T. et al. A high Fe-containing AlSi12 alloy fabricated by laser powder bed fusion // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol.18. P. 4513–4521.
3. Gheysen J., Marteleur M., van der Rest C. et al. Efficient optimization methodology for laser powder bed fusion parameters to manufacture dense and mechanically sound parts validated on AlSi12 alloy // Materials & Design. 2021. Vol. 199. 109433.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ CrN/ZrN С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСТОЧНИКА СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Филиппов А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Новицкая О.С.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Высокая температура, коррозионно-активная среда, излучение, механическое воздействие и т.п. могут стать причиной преждевременного выхода из строя различных изделий и конструкций. В связи с этим возникает необходимость либо увеличения их физико-механических свойств путем дополнительной модификации состава (легирующих элементов) и структуры (размеров зерна), либо использования защитных покрытий [1, 2]. Первый подход зачастую является крайне дорогостоящим и требует коренной перестройки технологического процесса изготовления изделия. Второй подход при использовании рациональных методов является более экономически целесообразным. К тому же современные многослойные покрытия позволяют комбинировать различные свойства отдельных слоев и тем самым лучше противостоять агрессивному воздействию внешних факторов, что способствует многократному повышению эксплуатационных характеристик деталей.

В связи с этим целью работы является исследование термостойкости многослойных покрытий системы CrN/ZrN.

Для проведения экспериментальных исследований были изготовлены образцы с покрытиями с разной толщиной слоёв (см. рис. 1). Для этого варьировались режимы их нанесения, которые подробно описаны в работе [3]. In-situ исследование термостойкости выполнено на оборудовании источника синхротронного излучения ВЭПП-3.

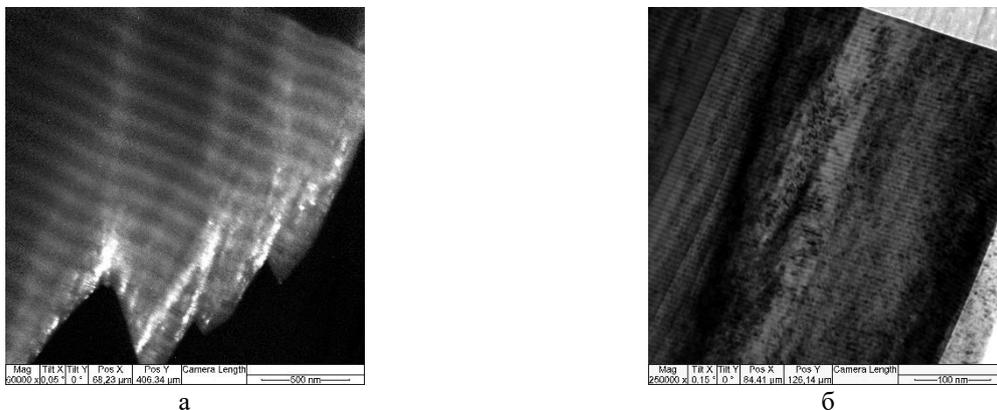


Рис. 1. ПЭМ изображения многослойного покрытия с толщиной слоя 100 нм (а) и 5 нм (б)

На основе полученных экспериментальных результатов с использованием источника синхротронного излучения установлены предельные температуры термостойкости исследуемых покрытий системы CrN/ZrN и выявлено влияние толщины отдельных слоев.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования (проект № 075-15-2021-1348) в рамках мероприятия № 1.1.16.*

1. Shugurov A.R., Panin A.V. Effect of local curvature of the coating-substrate interface on deformation and fracture of ceramic coatings under uniaxial tension // Physical Mesomechanics. 2017. Vol. 20. P. 472–479.
2. Shugurov A.R., Panin A.V., Dmitriev A.I. Nikonov A.Yu. Multiscale Fracture of Ti-Al-N Coatings under Uniaxial Tension // Physical Mesomechanics. 2021. Vol. 24, P. 185–195.
3. Филиппов А.В., Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н., Новицкая О.С., Княжев Е.О., Денисова Ю.А., Леонов А.А., Денисов В.В. Исследование структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий zrcnp, полученных вакуумно-дуговым методом // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2022. Т. 24, № 1. С. 87–102.

## ОСОБЕННОСТИ МАКРО-, МИКРО- И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СУПЕРСПЛАВА, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные производственные процессы характеризуются очень высокими градиентами температуры и скоростью кристаллизации. Эти условия приводят к формированию элементов микроструктуры меньшего размера, чем в обычных процессах литья, в несколько и более раз. Применительно к жаропрочным сплавам на основе никеля это открывает потенциальные возможности для разработки методов формообразования деталей горячего тракта газотурбинных установок с улучшенными эксплуатационными характеристиками [1]. Однако высокая склонность суперсплавов к высокотемпературному растрескиванию является проблемой при формировании аддитивных изделий из них.

В настоящей работе посредством электронно-лучевой аддитивной технологии были сформированы изделия упрощенной формы в виде вертикальных стенок из жаропрочного сплава второго поколения [2] на никелевой основе ЖС32. Исследовано влияние погонной энергии [3] и стратегии печати на заданную геометрию аддитивных изделий, на формирование макродефектов в материале изделий, а также на размеры и морфологию элементов микроструктуры. Исследования проводились с помощью оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

В качестве примера на рисунке 1 приведены изображения микроструктуры жаропрочного сплава ЖС32 в исходном (литом) состоянии, а также материала аддитивного изделия, сформированного из прутков того же сплава на подложке из аустенитной стали 12Х18Н10Т. Хорошо видно, что микроструктура материала аддитивного продукта представлена колониями дендритов. При этом оси дендритов первого порядка ориентированы преимущественно по направлению аддитивного роста изделия (на рис. 1(б) направление BD) с наклоном примерно 30 градусов в сторону траектории 3D-печати (на рисунке 1(б) направление ST). Отметим, что среднее расстояние между осями дендритов первого порядка  $\lambda_1$  в материале аддитивного изделия составляет 31 мкм, а в литом состоянии 105 мкм.

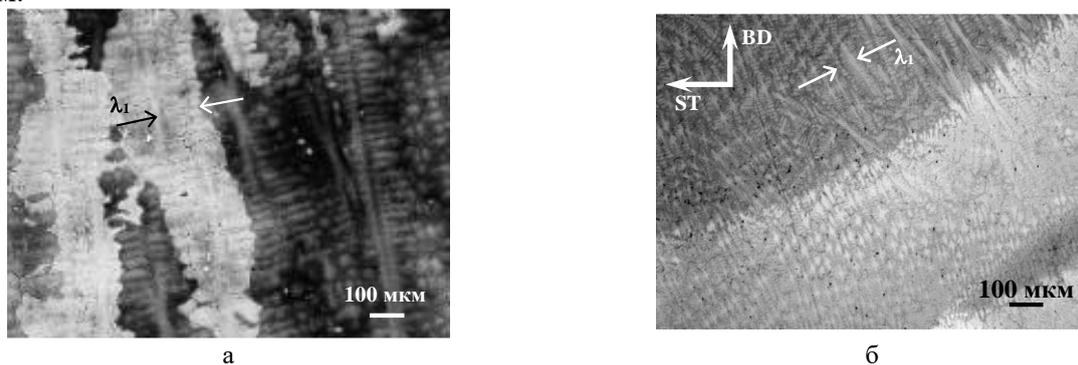


Рис. 1. Микроструктура жаропрочного сплава ЖС32 на основе никеля в литом состоянии (а) и в материале аддитивного изделия (б)

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-22-00891, <https://rscf.ru/en/project/22-22-00891/>.*

1. Liu G., Du D., Wang K., Pu Z., Zhang D., Chang B. Microstructure and nanoindentation creep behavior of IC10 directionally solidified superalloy repaired by laser metal deposition // Mater. Sci. Eng. A, 2021. Vol. 808, P. 140911.
2. Fernandez-Zelaia P., Acevedo O.D., Kirka M.M., Leonard D., Yoder S., Lee Y. Creep Behavior of a High- $\gamma'$  Ni-Based Superalloy Fabricated via Electron Beam Melting // Metall. Mater. Trans. A. 2021. Vol. 52a. P. 574–590.
3. ГОСТ Р ИСО 857-1-2009 Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1. Процессы сварки металлов. Термины и определения.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТОГО КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrC}$

<sup>1</sup>Фотин И.А., <sup>1,2</sup>Мировой Ю.А., <sup>1</sup>Хань Лян, <sup>1,2</sup>Буякова С.П.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Свойства керамических композитов со слоистой структурой существенно отличаются от смесевых композитов аналогичного фазового состава. Слоистые керамики, как правило, характеризуются большей вязкостью разрушения, обеспечиваемой бифуркацией трещин на границах раздела, что обеспечивает расширение областей практического использования керамических материалов. Создание новых материалов, способных удовлетворять жестким эксплуатационным требованиям, особенно востребовано в области производства, преобразования и использования энергии, в авиа- и ракетостроении, энергетическом машиностроении. Сочетание в структуре композитов слоёв с разными физическими свойствами позволяет получить материалы с эксплуатационными характеристиками отличными от керамических композитов с дисперсными включениями.

В данной работе получены слоистые керамические композиты системы  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrC}$ . Учитывая разницу в коэффициентах термического линейного расширения, между слоями  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrC}$  помещены промежуточные слои со смесевыми составами  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrC}$ . Образцы керамического слоистого композита получены спеканием под давлением слоев. На рисунке 1 приведена структура полученного слоистого керамического композиционного материала. Согласно данным рентгеновской дифракции слои в слоях смесевых составов присутствовали только фазы оксида алюминия и карбида циркония.

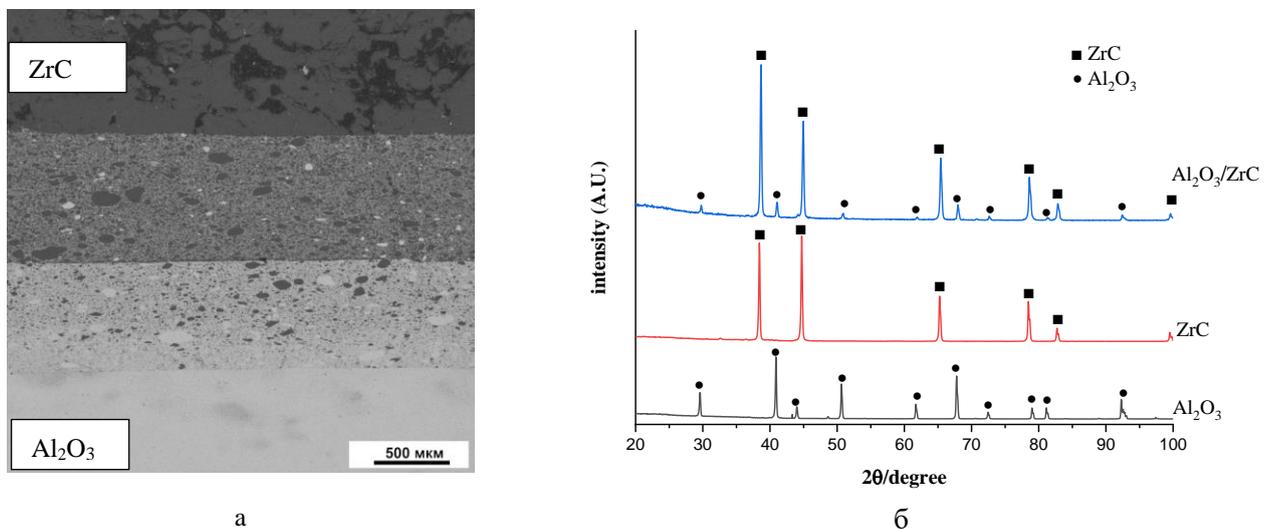


Рис. 1. СЭМ изображение спекленного слоистого композита  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrC}$  (а);

Рентгенограммы спекленных  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrC}$  и готового керамического слоистого композита  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrC}$  (б)

**СВОЙСТА ПОЛИФАЗНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ  $ZrB_2$ - $ZrC$ - $SiC$ - $h-BN$ - $MWCNTs$** 

Хань Лян, Дедова Е.С., Мировой Ю.А., Севостьянова И.Н., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Создание новых керамических композиционных материалов, способных работать в условиях максимально высоких нагрузок, температур и широком диапазоне скоростей скольжения при трении, является актуальной задачей для разработки передовых технологий в различных отраслях отечественной промышленности. Особый интерес для создания современных материалов высокотемпературного применения представляют тугоплавкие соединения (оксиды, карбиды, нитриды, бориды, силициды) [1, 2]. Эти материалы характеризуются низкой удельной массой, химической инертностью, высокой коррозионной стойкостью, высокой прочностью, высоким модулем упругости. В то же время недостатком керамических материалов является отсутствие пластической деформации, низкая электропроводность, низкая инструментальная обрабатываемость деталей.

В последнее десятилетие активно развивается направление создания гетеромодульных композиционных материалов (ГМК), которые представляют собой комбинацию керамической матрицы с высоким модулем упругости (300 – 600 ГПа) и включений дисперсной фазы с более низким модулем упругости (20 – 40 ГПа) [3]. В то же время ведутся исследования, направленные на создание ГМК, в которых керамическая матрица имеет более низкий модуль упругости, чем включения. В частности, работе [4] изучено влияние многостенных углеродных нанотрубок (MWCNTs) с модулем упругости (1300 – 1600 ГПа) на трещиностойкость оксидной циркониевой керамики (YSZ) с модулем упругости 200 ГПа. Установлено, что повышение трещиностойкости керамики обеспечивалось комбинированным действием нескольких механизмов увеличения работы распространения трещин. Таким образом, повышение трещиностойкости керамических материалов возможно за счет введения в керамическую матрицу включений вторых фаз, модуль упругости которых существенно отличается от основы. Однако неясно, как включения гексагонального нитрида бора ( $h-BN$ ) с модулем упругости 36,5 ГПа и многостенных углеродных нанотрубок (MWCNTs) с модулем упругости 1300 – 1600 ГПа повлияют на трещиностойкость полифазных композиционных материалов на основе  $ZrB_2$ - $SiC$ - $ZrC$ .

Целью данной работы является влияние состава полифазных композиционных материалов на основе  $ZrB_2$ - $SiC$ - $ZrC$  с включениями гексагонального нитрида бора ( $h-BN$ ) и многостенных углеродных нанотрубок (MWCNTs) на фазовый состав и трещиностойкость полученной керамики.

Для получения полифазных керамических композиционных материалов качестве исходных компонентов были использованы порошки  $ZrB_2$ ,  $ZrC$ ,  $SiC$ , в которые вводили 1 – 5 об.%  $h-BN$  и/или 1 об.% MWCNTs. Образцы керамических полифазных композитов были получены методом горячего прессования под давлением порошковых смесей в графитовой прессформе при температуре 1900 °С в атмосфере аргона при давлении 20 МПа с изотермической выдержкой в течение 15 минут. Анализ фазового состава исходных порошков и композитов был проведен на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4. Плотность керамических образцов определяли методом гидростатического взвешивания. Твёрдость композитов определяли наноиндентированием пирамидой Берковича на приборе NanoIndenter G 200 (Н). Вязкость разрушения определяли путем измерения длины диагональной трещины по отпечатку Виккерса  $K_{Ic}$  (INDENT) и по методу балки с одной кромкой и V-образным надрезом (SENVB) в соответствии со стандартом ISO 23146:2008.

Составы порошковых смесей, их условное обозначение, фазовый состав спеченных композитов, плотность, твердость и вязкость разрушения представлены в таблице 1.

Таблица 1. Характеристики керамических композитов

№	Смеси	Образец	Относительная плотность (%)	Фазовый состав спеченных композитов	Твердость (ГПа)	$K_{Ic}$ (МПа·м <sup>1/2</sup> )
1	95об%[85об%ZrB <sub>2</sub> -15об%SiC]-5 об% BN	ZSB5	98,00	h-ZrB <sub>2</sub> , c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub> , h-BN	20,2±0,3	11,03
2	95об%[85об%ZrB <sub>2</sub> -15об%SiC]-1 об% MWCNTs	ZSC1	97,15	h-ZrB <sub>2</sub> , c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub>	22,6±0,4	10,59
3	95об%[85об%ZrB <sub>2</sub> -15об%SiC]- 5 об% BN -1 об% MWCNTs	ZSB5C1	98,00	h-ZrB <sub>2</sub> , c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub> , h-BN	28,28±0,2	16,53
4	[85 об%( 50об%ZrC-50об% ZrB <sub>2</sub> ) - 15об%SiC] – 5 об% BN	ZZSB5	97,00	h-ZrB <sub>2</sub> ,c-ZrC, c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub> , h-BN	18,72±0,1	10,35
5	[85 об%( 50об%ZrC-50об% ZrB <sub>2</sub> ) - 15об%SiC] – 1 об% MWCNTs	ZZSC1	96,00	h-ZrB <sub>2</sub> ,c-ZrC, c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub>	21,52±0,1	6,20
6	[85 об%( 50об%ZrC-50об% ZrB <sub>2</sub> ) - 15об%SiC ]- 5 об% BN -1 об% MWCNTs	ZZSB5C1	96,00	h-ZrB <sub>2</sub> ,c-ZrC, c-SiC, m-ZrO <sub>2</sub> , h-BN	28,92±0,2	7,18

Твердость керамики ZrB<sub>2</sub> – SiC составила 19,3 ± 0,9 ГПа. Введение вторичной фазы привело к увеличению твердости керамических композиционных материалов на основе диборида циркония. Так, твердость композита (ZrB<sub>2</sub> – SiC) – 5 об.% BN, состав №1, составила 20,2 ± 0,3 ГПа, а композита (ZrB<sub>2</sub> – SiC) – 1 об.% MWCNTs, состав №2, была равна 22,6 ± 0,4 ГПа. Твёрдость у образца (ZrB<sub>2</sub> –ZrC –SiC) – BN– MWCNTs состав №6 составляла 28.92±0.2 ГПа и в 1,54 и 1,34 раза выше, чем у композитов (ZrB<sub>2</sub> –ZrC –SiC) – BN, состав №4 18,72±0,1 ГПа, и (ZrB<sub>2</sub>–ZrC–SiC) – MWCNTs, состав № 4,21,52±0,1 ГПа. Вязкость разрушения у ZSB5C1 выше, чем остальные.

Установлено, что композиты ZSB5C1 с содержанием 5% h-BN и 1% MWCNTs имеют наибольшую твердость (28.92 ±0.2 ГПа), и вязкость разрушения по сравнению с остальными композитами. Будущие исследования будут направлены на сравнение механических свойств полученных гетерофазных композиционных материалов.

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

1. Shi X., Wu A., Jin C., Qu S. Thermomechanical modeling and transient analysis of sliding contacts between an elastic–plastic asperity and a rigid isothermal flat // Tribol. Int. 2015. Vol. 81. P.53–60.
2. Savchenko N.L., Mirovoy Yu.A., Burlachenko A.G., Sevostyanova I.N., Buyakov A.S., Rudmin M.A., Vorontsov A.V., Buyakova S.P., Tarasov S.Yu. Subsurface multilayer evolution of ZrB<sub>2</sub>-SiC ceramics in high-speed sliding and adhesion transfer conditions // Wear. 2021. Vol. 482-483. P. 1–14.
3. Shabalin I.L., Tomkinson D.M., Shabalin L.I. High-temperature hot-pressing of titanium carbide–graphite hetero-modulus ceramics // Journal of the European Ceramic Society. 2007. Vol. 27, Iss. 5. P. 2171–2181.
4. Buyakov A.S., Mirovoy Yu.A., Smolin A.Yu., Buyakova S.P. Increasing fracture toughness of zirconia-based composites as a synergistic effect of the introducing different inclusions // Ceramics International. 2021. Vol. 47, Iss. 8.P. 10582–10589.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ В ФОРМИРОВАНИИ АНТИФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИЭФИРСУЛЬФОНА (ПЭС)**<sup>2</sup>Хе Ч., <sup>1</sup>Буслович Д.Г., <sup>1</sup>Корниенко Л.А., <sup>1,2</sup>Панин С.В.<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

Полиэфирсульфон (ПЭС) представляет собой аморфный термопластичный конструкционный полимер с высокими прочностными характеристиками, высокой температурой стеклования  $T_g=225$  °С и рабочей температурой до 180 °С. Благодаря ряду преимуществ, таких как высокая прочность, высокий модуль, легкость изготовления и формовки сложных изделий, хорошие трибологические свойства, высокое сопротивление усталости и стабильность размеров, а также повышенная огневая, химическая и радиационная стойкости ПЭС может применяться в качестве высокотемпературного трибоматериала для замены металлов. Обладая рядом превосходных эксплуатационных свойств, ПЭС находит широкое применение в автомобильной, аэрокосмической и микроэлектронной промышленности.

Однако трибологические и механические свойства ПЭС должны быть улучшены, чтобы соответствовать современным эксплуатационным требованиям, необходимым для ряда сложных промышленных приложений. Решение задачи повышения трибологических характеристик достигается посредством введения ряда твердосмазочных наполнителей, позволяющих уменьшить износ и коэффициент трения сопряженных деталей в узлах трения. К наиболее распространенным твердосмазочным материалам для наполнения полимерных матриц относятся политетрафторэтилен (ПТФЭ), графит (С), дисульфид молибдена ( $MoS_2$ ).

В настоящей работе исследованы трибологические свойства ПЭС, наполненного твердосмазочными наполнителями различной природы (нано- и микро-ПТФЭ, графит,  $MoS_2$ ), в условиях точечного металло- и керамополимерного сопряжения («шар-по-диску»).

Показано, что наибольшей износостойкостью ( $WR=0,75$  и  $0,61$  мм<sup>3</sup>/Н\*м) и низким коэффициентом трения ( $0,034$  и  $0,044$ ) обладает трехкомпонентный композит ПЭС+10 вес. % ПТФЭ + 0.5 вес. %  $MoS_2$  при металло- и керамополимерном трибосопряжениях, соответственно (фактически, безусносность). Проанализировано влияние размерности частиц ПТФЭ на формирование трибологических характеристик двойных композитов «ПЭС+ПТФЭ». Органический наполнитель ПТФЭ (нано-, флуоралит и микро) формирует пленку переноса на контртеле, обеспечивая низкий коэффициент трения (10 вес. % флуоралита формируют однородную закрепленную пленку переноса; 1 вес. % нано-ПТФЭ формирует неоднородную пленку на контртеле, чем уступает мелкопорошковому флуоралиту).

Введение дисульфида молибдена  $MoS_2$  и коллоидного графита в количестве 10 вес. % формируют неоднородный трибослой на поверхности образцов как при металло-, так и при керамосопряжении, лишь незначительно снижая коэффициент трения ( $0,33$ ) по сравнению с исходным полимером ( $0,4$ ), показывая его высокочастотную осцилляцию с высокой амплитудой (за счет неоднородности поверхностного трибослоя).

Показано, что наполнитель  $MoS_2$  в трехкомпонентном композите «ПЭС + 10 вес. % ПТФЭ + 0.5 вес. %  $MoS_2$ » выполняет роль дисперсного упрочнителя, повышая предел прочности  $\sigma_B$  относительно двухкомпонентного антифрикционного композита «ПЭС+10 вес. % ПТФЭ» на 20% ( $62,1$  до  $81,8$  МПа).

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

**ИССЛЕДОВАНИЕ КЛАСТЕРНОЙ СТРУКТУРЫ 3D ПОЛИМЕРИЗОВАННОГО ФУЛЛЕРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ**<sup>1,2</sup>Хоробрых Ф.С., <sup>1,2</sup>Кульницкий Б.А., <sup>3</sup>Климин С.А., <sup>4</sup>Кириченко А.Н., <sup>1,2</sup>Попов М.Ю.<sup>1</sup>*Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), Долгопрудный*<sup>2</sup>*ФГБНУ Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов, Троицк, Москва*<sup>3</sup>*ФГБУН Институт спектроскопии Российской академии наук, Троицк, Москва*<sup>4</sup>*ГНЦ РФ ТРИНИТИ, Троицк, Москва*

Ультратвердый фуллерит обладает высокими значениями механических характеристик (объемный модуль упругости и твердость), которые превышают твердость и объемный модуль упругости алмаза [1]. Поэтому есть интерес в получении и исследовании свойств 3D полимеров C<sub>60</sub>.

Синтезировать 3D полимеризованные ультратвердые фазы C<sub>60</sub> можно при следующих условиях (высокие давления и температуры): при 18 ГПа с приложением сдвиговых деформаций [2]; около 25 ГПа в условиях гидростатического нагружения [3]; около 7 ГПа с применением катализатора (сероуглерода) и сдвига [1]; при 13 ГПа и 1100 К [4]. При этом твердость ультратвердых образцов варьируется в диапазоне от 200 до 300 ГПа, а объемный модуль сжатия от 600 до 1000 ГПа [1, 4, 5]. Помимо отличных механических свойств, ультратвердый фуллерит обладает еще одной особенностью: уширенный пик в высокочастотной области Рамановского спектра около 1550 см<sup>-1</sup> на длине волны 532 нм смещается в зависимости от длины волны лазерного излучения [1, 4]. Такое смещение наблюдается также и в некоторых других углеродных структурах, например, в наноалмазах [6, 7]. В Рамановских спектрах 3D C<sub>60</sub> моду в районе 1560 см<sup>-1</sup> можно отнести к sp<sup>3</sup> гибридованным связям, как экспериментально показано в работе [6].

В данной работе порошок чистого фуллерена нагружался до давления ~ 80 ГПа в условиях близким к гидростатическим (образец помещался между двумя пластинами из MgO). Исследовано влияние длины волны лазера (использовались длины волн 1064 нм, 785 нм, 633 нм, 532 нм, 405 нм, 325 нм и 257 нм), при котором производится съемка Рамановских спектров, на значения объемного модуля упругости ультратвердых образцов. По наклону линейных зависимостей частоты Рамановского рассеяния света от давления (см. рис. 1б) были определены объемные модули упругости ультратвердых полимеров 3D C<sub>60</sub>. Так, для образцов 3D C<sub>60</sub> на длинах волн 405 нм и 532 нм значения объемного модуля упругости имеют следующие значения:  $V_0(405 \text{ нм})=730\pm 15 \text{ ГПа}$   $V_0(532 \text{ нм})=570\pm 10 \text{ ГПа}$ . Такое проявление смещения в зависимости от изменения возбуждающей и различия в объемных модулях упругости может быть связано со структурой образца. Образец 3D полимеризованного фуллерита может состоять из различного набора кластеров с разными силовыми константами, и при изменении длины волны в спектре проявляются разные виды кластеров. Структуру 3D C<sub>60</sub> можно изобразить различными многогранниками, из которых будет состоять случайная плотная упаковка твердых сфер [8]. Разные типы кластеров, в свою очередь, будут давать различие в сечениях Рамановского рассеяния света, что будет влиять на значения объемных модулей упругости. Дополнительно на длине волны 1064 нм с использованием Фурье Рамановской спектроскопии спектр кардинально отличается от спектров, зафиксированных на других длинах волн, что может означать о вкладе многих типов кластерных структур в данный спектр (см. рис. 1б.).

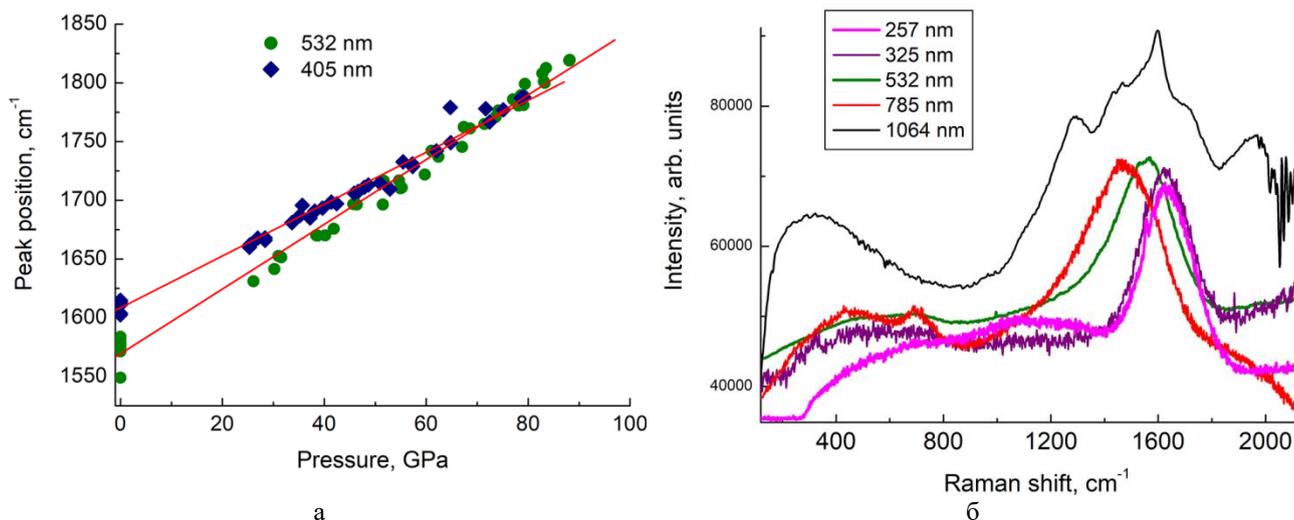


Рис. 1. Изменение позиции линии ультратвердого фуллерита в зависимости от давления и длины волны лазера (а); Рамановские спектры ультратвердого фуллерита на различных возбуждающих лазерного (б)

1. Popov M., Mordkovich V., Perfilov S. et al. Synthesis of ultrahard fullerite with a catalytic 3D polymerization reaction of C<sub>60</sub> // Carbon. 2014. V. 76. P. 250–256.
2. Blank V., Popov M., Buga S. et al. Is C<sub>60</sub> fullerite harder than diamond? // Phys. Lett. A. 1994. V. 188. P. 281–286.
3. Yoo C.S., Nellis W.J. Phase transition from C<sub>60</sub> molecules to strongly interacting C<sub>60</sub> agglomerates at hydrostatic high pressures // Chemical Physics Letters. 1992. V. 198. P. 379–382.
4. Blank V.D., Buga S.G., Dubitsky G.A. et al. Phase transformations in solid C<sub>60</sub> at high pressure-high temperature treatment and structure of 3D polymerized fullerites // Physics Letters A. 1996. V. 220. P. 149–157.
5. Kvashnina Y.A., Kvashnin A.G., Popov M.Yu. et al. Toward the Ultra-incompressible Carbon Materials. Computational Simulation and Experimental Observation // J. Phys. Chem. Lett. 2015. V. 6. P. 2147–2152.
6. Popov M., Churkin V., Kirichenko A. et al. Raman spectra and bulk modulus of nanodiamond in a size interval of 2-5 nm // Nanoscale Research Letters. 2017. V. 12. P. 561–566.
7. Ferrari A.C., Robertson J. Resonant Raman spectroscopy of disordered, amorphous, and diamondlike carbon // Physical Review B 2001. V. 64. P. 075414.
8. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К. Аморфные металлы. М.: Металлургия. – 1987.

**ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
МЕДНОГО СПЛАВА БрАМц9-2 ПОСЛЕ ОДНОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ  
ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ**

Черемнов А.М., Калашникова Т.А., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Свойства композита вольфрам-медь (W-Cu) сочетают хорошую электро- и теплопроводность с высокой пластичностью, прочностью, коррозионной и износостойкостью. В нём вольфрам образует тугоплавкую твердую фазу, которая обладает высокой прочностью и низким коэффициентом теплового расширения, а медь – пластичную фазу с хорошей электро- и теплопроводностью. Однако вольфрам и медь не растворимы друг в друге, а из-за большой разницы между температурами плавления вольфрама и меди (3695 и 1358 К) их спекание не обеспечивает высокой твердости получаемого композита. К тому же такие композиты имеют такие дефекты как поры и вольфрамовые агломераты. Целью данной работы было сравнение структуры и механических свойств образцов медного сплава БрАМц9-2 с порошком вольфрама и без него после однопроходной фрикционной перемешивающей обработки.

В настоящей работе были исследованы образцы из листового проката толщиной 2 мм медного сплава БрАМц9-2, без порошка (образец 1) и с содержанием 5% порошка вольфрама (образец 2), подверженные фрикционной перемешивающей обработке (ФПО). Образцы были получены на оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения. При ФПО для каждого вида исследуемых образцов использовался стальной инструмент с винтовым пином и были использованы следующие параметры: скорость вращения инструмента – 500 об/мин, скорость его перемещения – 140 мм/мин, усилие прижима при внедрении – 1400 кг, усилие прижима при обработке – 1100 кг. Металлографические исследования проводились на образцах, вырезанных в перпендикулярном направлении обработки сечении при помощи оптического микроскопа Альтами МЕТ 1С. Значения микротвердости образцов определяли поперёк зоны перемешивания от основного металла с отступающей стороны через зону перемешивания к основному металлу с наступающей стороны, равноудаленно от поверхностей, на микротвердомере AFFRI (к микроскопу Axiovert 200 MAT). Механические свойства на растяжение определяли на образцах в форме лопаток на универсальной испытательной машине УТС110-М.

Металлография образцов показала типичную для сварки трением с перемешиванием структуру, которая также характерна для ФПО, с разделением на зоны: перемешивания, термомеханического воздействия, термического влияния и основной металл. На исследуемых образцах граница между зоной перемешивания и зоной термомеханического воздействия на наступающей стороне видна чётко, на отступающей стороне она менее отчётливая, в то время как границы между зоной термического влияния и основным металлом не определяются. Образец 1 представлен бездефектной структурой, в то время как образец 2, в который был замешан порошок вольфрама, имеет поры в зоне перемешивания. Данное явление связано с тем, что для равномерного перемешивания и устранения отверстий, просверленных под внедрение порошка, одного прохода ФПО недостаточно. Размер зёрен в основном металле 80-140 мкм. Размер зерен в зоне перемешивания составляет 3-8 мкм и 2-8 мкм для образца 1 и образца 2, соответственно. Значения микротвердости в зоне перемешивания для каждого исследуемого образца увеличилась относительно основного металла. Предел прочности образца 1 увеличился на 25% относительно основного металла, в то время как у образца 2 снизился на 33 %, что также связано с остаточными дефектами после фрезерования отверстий и скопления агломераций порошка вольфрама.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИНСТРУМЕНТА ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА ВТ6, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

<sup>1</sup>Черемнов А.М., <sup>1,2</sup>Калашникова Т.А., <sup>1</sup>Княжев Е.О.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Титановые сплавы благодаря физико-механическим свойствам являются важным конструкционным материалом в авиационной и космической промышленности [1]. В виду того, что в последнее время для изготовления деталей, например, шар-баллонов высокого давления, используются различные аддитивные технологии, возникает потребность локального упрочнения или сварки таких составных частей аддитивных изделий [2]. В результате аддитивного производства изделия имеют специфическую структуру, в основном представленную вытянутыми столбчатыми зёрнами первичной  $\alpha$ -фазы [3], что может привести к структурной неоднородности и анизотропии механических свойств по разным направлениям [4]. Одним из перспективных методов обработки, который может улучшить структуру и свойства изделий аддитивного производства, является фрикционная перемешивающая обработка. Таким образом, для оценки применимости технологии фрикционной перемешивающей обработки к аддитивно изготовленным титановым сплавам необходимо изучить особенности модификации исходной структуры заготовок при обработке в зоне воздействия инструмента.

В данном исследовании фрикционная перемешивающая обработка применялась к аддитивно изготовленным заготовкам из титанового сплава ВТ6. Заготовки из титанового сплава в форме вертикальной стенки были изготовлены методом электронно-лучевой аддитивной технологии на специальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук. После 3D-печати из полученных стенок были вырезаны пластины толщиной 2,5 мм, которые впоследствии были подвергнуты фрикционной перемешивающей обработке в двух направлениях: направление осаждения слоя и направление роста стенки. Обработку выполняли на специальном оборудовании для сварки трением с перемешиванием с использованием защитного газа (аргон) для предотвращения окисления титанового сплава во время механической обработки. После обработки из отверстий от выхода инструмента вырезали металлографические шлифы в планарном сечении для исследования движения металла в зоне перемешивания и выявления модификации микроструктуры материала в слоях переноса. Исследовалась структура под плечами инструмента и по центру зоны перемешивания.

Исследование структуры показало, что в зоне воздействия инструмента под плечами инструмента есть случаи образования трещин, однако, к центру зоны перемешивания структура становится однородной. Видно, что преобразованная структура зоны перемешивания представляет собой  $\alpha+\beta$  с крупными зернограницными  $\alpha$ -пластинами. Средний размер равной  $\alpha$ -фазы в зоне перемешивания составляет около 0,9 мкм. Размер преддеформированной области в зоне перед инструментом составляет 70 мкм.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-20172, <https://rscf.ru/project/22-29-20172/> и средств Администрации Томской области.*

1. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. // John Wiley & Sons: Hoboken, NJ, USA. 2003. ISBN 3527305343.
2. Liu H.J., Zhou L., Huang Y.X., Liu Q.W. Study of the Key Issues of Friction Stir Welding of Titanium Alloy. // Mater. Sci. Forum. 2010. V. 638–642. P. 1185–1190. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1185.
3. Xu J., Zhu J., Fan J., Zhou Q., Peng Y., Guo S. Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy fabricated using electron beam freeform fabrication. // Vacuum. 2019. V. 167. P. 364–373.

doi:10.1016/j.vacuum.2019.06.030.

4. Kumar P., Prakash O., Ramamurty U. Micro-and meso-structures and their influence on mechanical properties of selectively laser melted Ti-6Al-4V. // *Acta Mater.* 2018. V. 154. P. 246–260. doi:10.1016/j.actamat.2018.05.044.

## **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРА “НОЛАТЕК” И ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ БАЗИСОВ ПОЛНЫХ СЪЕМНЫХ ПРОТЕЗОВ**

<sup>1</sup>Чижмаков Е.А., <sup>2</sup>Панин С.В., <sup>1</sup>Арутюнов С.Д., <sup>1</sup>Муслов С.А.

<sup>1</sup>*ФГБОУ ВО Московский государственный медико-стоматологический университет им. А.И. Евдокимова, Москва*

<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В Московском государственном медико-стоматологическом университете имени А.И. Евдокимова была разработана конструкция съемного пластиночного зубного протеза, состоящего из базиса создаваемого методом вакуумного формования из прозрачного термопластика (полиэтилентерефталата), с границами адаптированными к тканям протезного ложа посредством базисного полимера светового отверждения, а также из искусственных зубов соединяющихся с базисом протеза посредством того же отечественного полимера “Нолатек” (светового отверждения) [1] и способ стоматологического ортопедического лечения пациентов с полным отсутствием зубов с использованием разработанного протеза.

Формируемый материал полиэтилентерефталат (ПЭТФ) для термоформования, который в РФ называется “Лавсан” в отличие от известных базисных акриловых полимеров не аллергенен, не содержит метилметакрилата, нетоксичен и биоинертен. Исследователи впервые предложили использовать ПЭТФ в качестве базисного материала для пациентов, предрасположенных к заболеванию слизистой оболочки рта из-за наличия в ПММА базисных материалов свободного мономера [2, 3]. В данном сообщении представлены результаты изучения его физико-механических свойств в сравнении со светоотверждаемым полимером “Нолатек”, разработанным и выпускаемым экспериментально-опытным заводом “ВладМиВа” (Белгород, Россия) и хорошо зарекомендовавшей себя в клинической практике. Указанные аспекты определили цель и задачи исследования: изучить в сравнении механические свойства образцов стоматологических материала “Нолатек” и ПЭТФ, используемых при конструировании базисов полных съемных пластиночных зубных протезов.

Сравнительные механические испытания проводили с помощью электромеханических испытательных машин семейства Instron (Illinois Tool Works Inc, США). Применяли схемы нагружения растяжение и трехточечный изгиб. Определяли величину модуля упругости, деформации при максимальной нагрузке, а также предела прочности материалов [4]. Для проверки адгезионной прочности соединения материалов “Нолатек” с ПЭТФ проведены испытания на разрыв и межслоевой сдвиг в условиях трехточечного изгиба.

Результаты испытаний представлены на рис. 1.

Показано, что при примерном равенстве модулей упругости базисного материала “Нолатек” и ПЭТФ, различия не превышали 15,6 %, предел прочности ПЭТФ выше, чем у нолатека в 2,2 раза при растяжении и в 1,9 раза при изгибе. Величина деформации при максимальной нагрузке у образцов из ПЭТФ больше, чем у нолатека в 2,3 раза – при растяжении и в 3,1 раза – при изгибе. Кроме того, образцы из “Нолатек” разрушались преимущественно хрупко, в то время как величина удлинения до разрушения ПЭТФ превышала 200 %.

Установлена различная вариабельность деформационно-прочностных свойств материала “Нолатек” и ПЭТФ при механических испытаниях: в среднем 13,8 и 4,2 % – на растяжение, в среднем 7,6 и 1,0 % – на изгиб. Таким образом, воспроизводимость результатов измерения механических характеристик полиэтилентерефталата выше (в 3,3 раза при растяжении и в 7,3 раза при изгибе), а нестабильность механического поведения соответственно ниже, чем у нолатека.

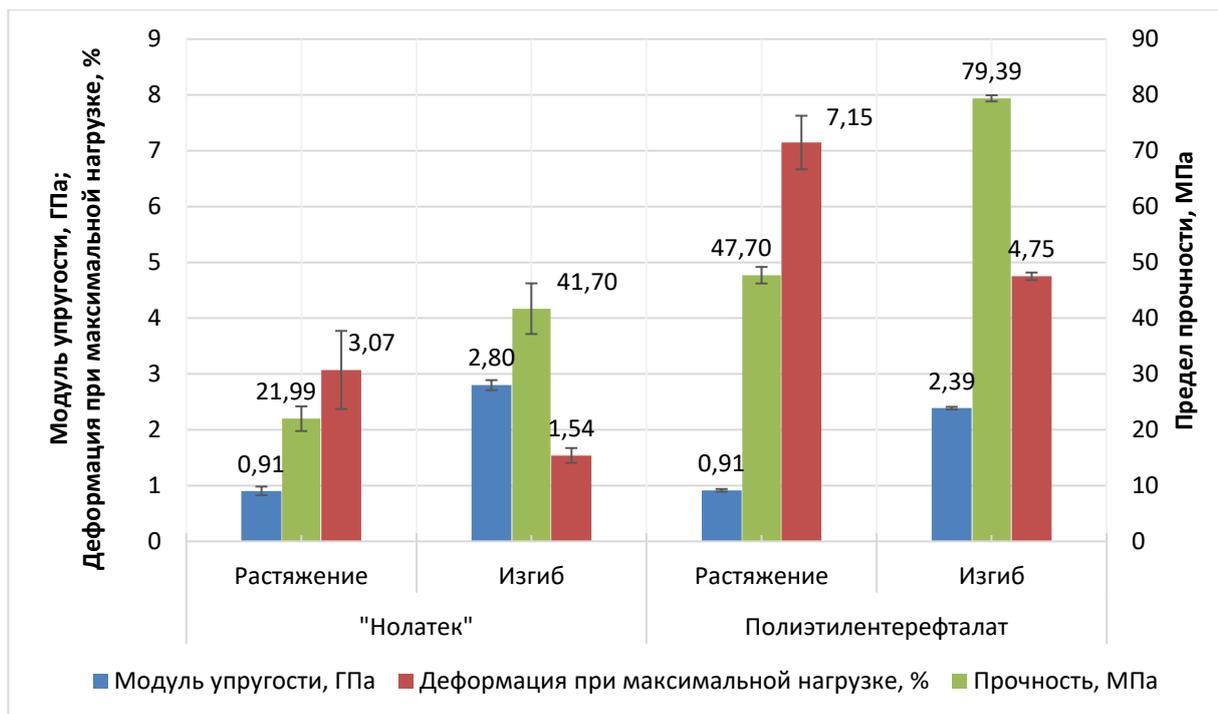


Рис. 1. Параметры механических свойств "Нолатек" и полиэтилентерефталата (M±SD)

При испытаниях на прочность адгезионного соединения материала "Нолатек" и ПЭТФ в условиях испытаний на разрыв отрыв образцов от оснастки происходил в диапазоне нагрузок  $718,7 \pm 151,6$  Н (M±SD), что выше обычных физиологических усилий, развиваемых мышцами зубочелюстного аппарата.

При испытаниях на межслоевой сдвиг при трехточечном изгибе пятислойного композита (из чередующихся пластин нолатека и ПЭТФ), межслоевое разрушение происходило при среднем уровне приложенной нагрузки  $872,0 \pm 248,3$  Н, что соответствовало относительной деформации 1,44 %. Величина кажущегося предела прочности при межслоевом сдвиге составила  $6,4 \pm 1,7$  МПа.

Комплекс механических испытаний, проведенный для образцов материала "Нолатек" и ПЭТФ позволяет констатировать, что оба материала могут быть использованы для изготовления слоистых композиций, обладающих требуемым уровнем прочности на межслоевой сдвиг.

1. Цимбалистов А.В., Соболева А.В., Царев В.Н. и др. Клиническая эффективность съемных зубных протезов из светоотверждаемого базисного материала Нолатек // Клиническая стоматология. 2020. № 2. С. 121–125. DOI: 10.37988/1811-153X\_2020\_2\_121.
2. Ортопедическая стоматология : Учебник ; Под редакцией Э.С. Каливрадджияна, И.Ю. Лебедеко, Е.А. Брагина и др. – 3-е издание, переработанное и дополненное. – М.: ГЭОТАР-Медиа, 2020. – 800 с. – ISBN: 978-5-9704-5272-1.
3. Цветкова Л.А., Арутюнов С.Д., Петрова Л.В. и др. Заболевания слизистой оболочки рта и губ. – М.: Медпресс-информ, 2005. – 208 с. – ISBN: 5-98322-052-7.
4. Перцов С.С., Стюрева Г.М., Муслов С.А. и др. Основы биомеханики для стоматологов. Учебное пособие. Для студентов стоматологических факультетов, врачей-стоматологов интернов, ординаторов и слушателей факультетов последипломного образования медицинских вузов. МГМСУ. – 2017. – 115 с.

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ**<sup>1,2</sup>Чиркунова Н. В., <sup>1</sup>Подлеснов Е., <sup>1</sup>Дорогов М.В.<sup>1</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург<sup>2</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти

Развитие зеленой энергетики и экологически чистого транспорта предъявляет все более высокие требования к системам хранения энергии. В настоящее время широкое распространение получили литий-ионные аккумуляторы. К важнейшим параметрам аккумуляторов относятся емкость, срок службы, скорость зарядки и безопасность.

В большой степени эти характеристики определяются материалами анода и электролитом. Широкое применение в промышленно-производимых аккумуляторах нашли аноды на основе графита. Несмотря на все их достоинства у них есть главный недостаток – низкая емкость. Теоретически возможная емкость графитовых анодов составляет 372 мА·ч/г. Перспективными в этом плане являются материалы на основе оксидов переходных металлов. Так кандидатом в материалы анодов нового поколения является оксид меди [1]. Оксид меди является привлекательным материалом благодаря высокой теоретической емкости 674 мА·ч/г и низкой стоимости [2]. В работе исследовались аноды на основе наночастиц и нановискеров оксида меди, а также наночастиц диоксида титана.

Важная задача при разработке анодов это использование материалов способных выдерживать без разрушения большие напряжения и деформации, возникающие в процессе литирования/делитирования (заряда/разряда). Например, кремний обладает наибольшей удельной емкостью со значением 3600 мА·ч/г, однако он быстро разрушается и его емкость сильно падает при заряде/разряде аккумулятора [3]. Проблема растрескивания анодов в работе решалась использованием различных связующих и морфологии частиц.

Основная проблема безопасности литиевых батарей связана с коротким замыканием, происходящем при неконтролируемом росте дендритов лития [4]. Для подавления этих эффектов используют специальные материалы – сепараторы, которые помещают в электролит между электродами. В основном электролиты, используемые в литиевых батареях, можно разделить на жидкие, неорганические керамические и органические полимерные электролиты. Ионная проводимость является ключевой характеристикой электролитов и самые высокие значения имеют жидкие электролиты. Однако, полимерные электролиты работают одновременно и как сепаратор, позволяют повысить безопасность аккумуляторов. Нами в работе получены и исследованы гелевые-полимерные композитные электролиты модифицированные наночастицами оксида меди и диоксида титана. Получены образцы, сочетающие в себе высокую ионную проводимость до 4 мСм/см при достаточно хорошем числе переноса Li – 0,41. Данные материалы были испытаны в ячейка типа LFPO/GPE/Li и показали высокий срок службы – более 250 циклов заряд/разряд.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект 075-15-2021-1349).*

1. Hu P., Dorogov M., Xin Y., Aifantis K.E. Transforming single-crystal CuO/Cu<sub>2</sub>O nanorods into nano-polycrystalline Cu/Cu<sub>2</sub>O through lithiation // ChemElectroChem. 2019. V. 6, № 12. P. 3139–3144.
2. Subalakshmi P., Sivashanmugam A. CuO nano hexagons, an efficient energy storage material for Li- ion battery application // J. Alloys Compd. 2017. V. 690. P. 523–531.
3. Xu Q. et. al. SiO<sub>x</sub> encapsulated in graphene bubble film: An ultrastable li-ion battery anode // Adv. Mater. 2018. V. 30, № 25. P. 1707430.
4. Zhao H., Yan J., Deng N., Kang W., Cheng B. A versatile nano-TiO<sub>2</sub> decorated gel separator with derived multi-scale nanofibers towards dendrite-blocking and polysulfide-inhibiting lithium-metal batteries // J. Energy Chem. 2021. V. 55. P. 190–201.

**ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ ИЛИ МЕДНЫХ СПЛАВОВ**

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проблема получения легких и прочных изделий с износостойкой поверхностью основана на достаточно низких триботехнических характеристиках сплавов с высокой удельной прочностью, например, алюминиевых или титановых сплавов. Но перспективы получения деталей трибосопряжения на основе легких сплавов ставят достаточно важную задачу поиска путей повышения износостойкости деталей на их основе. Особенно важным это является при получении деталей для авиационной или ракетно-космической сферы. Одним из способов получения на поверхности изделий из алюминиевых или титановых сплавов является их обработка с внедрением упрочняющих частиц различного состава. С точки зрения получения поверхностных композитов без избыточного термического воздействия на материал в процессе обработки наибольшую применимость имеет фрикционная перемешивающая обработка [1, 2]. С использованием данного метода возможно введение в объем поверхностных слоёв металла порошковых частиц металлов, сплавов, интерметаллидных фаз, карбидов, оксидов и др. Причем с введением в объем именно металлических частиц возможно получение в материале когерентных или полукogerентных упрочняющих фаз. Наличие фаз с таким закреплением в металлической матрице приводит к повышению прочности их сцепления с основным металлом и повышению эксплуатационных свойств композита в целом.

Для выявления закономерностей организации структуры и механических свойств композиционного материала в настоящей работе исследованы композиты, полученные упрочнением алюминивно-магниевого сплава АМг6БМ методом фрикционной перемешивающей обработки с введением при обработке 5% об. порошковых частиц меди марки М1 и медных сплавов Cu63Zn37, Cu50Zn50, Cu80Zn20 и Cu64Zn21Ni15. Работы выполняли на экспериментальном оборудовании для фрикционной перемешивающей сварки и обработки в ИФПМ СО РАН. Усилие прижима инструмента варьировали от 1170 до 1750 кг в зависимости от материала. Скорость продольного перемещения составляла 90 мм/мин, скорость вращения 500 об/мин во всех случаях. Глубина обработки составляла 3 мм. Порошок вводился путем сверления отверстий на пути движения инструмента. Проведенные исследования металлографических образцов, вырезанных в поперечном сечении из обработанных пластин, показывают, что за исключением образцов с введением порошков Cu50Zn50, при обработке не формировалось крупных дефектов. Увеличение усилия прижима инструмента до 1750 кг позволило устранить данную проблему. Однородное распределение упрочняющих фаз было достигнуто во всех случаях после 4-х проходов инструментом вдоль линии обработки. На первых проходах инструментом для большинства образцов было отмечено снижение механических свойств. Увеличение количества проходов до 4-х приводило к повышению предела текучести до 2-х раз по сравнению с основным металлом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4*

1. Biradar A., Rijesh M. Feasibility of Stir Casting Method for Processing Al-6063/Graphite Composite with Desired Microstructure, Mechanical, Flow, and Frictional Properties // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2022. Vol. 75(2). P. 407–416.
2. Papantoniou I.G., Markopoulos A.P., Manolagos D.E. A new approach in surface modification and surface hardening of aluminum alloys using friction stir process: Cu-Reinforced AA5083 // Materials. 2020. Vol. 13(6). P. 1278.

**НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ОБРАЗЦОВ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ  
«БРОНЗА-НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ»**

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Осипович К.С.,  
Белобородов В.А., Соколов П.С., Никонов С.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Повышение трибологических свойств используемых в промышленности материалов для подшипников скольжения является актуальной задачей в виду повышения ресурсосбережения дорогостоящих материалов, входящих в состав различных сплавов. Наиболее выгодным в данном случае представляется использование в изделиях недорогой и не содержащей большого количества легирующих элементов основы и модифицированного упрочненного поверхностного слоя, обладающего повышенными эксплуатационными характеристиками. С использованием методов аддитивного производства возможно получение изделий с управляемой структурой и наличием необходимых компонентов только в тех областях деталей, где это является технически целесообразным. Одной из технологий, позволяющих формировать изделия с управляемой структурой и плавными градиентами от одного материала к другому, является проволоочная электронно-лучевая технология [1]. С использованием данной технологии возможно получение изделий из износостойких материалов, например, бронз различного типа. При этом работы по получению на основе бронз образцов с повышенными трибологическими свойствами поверхностных слоёв уже имеются [2]. При печати изделий с полиметаллической композитной структурой на основе различных металлов и сплавов возможно формирование дефектов в виде пор, трещин или отслоений. Наименее опасными с точки зрения влияния на механические свойства дефектами являются неоднородности химического и фазового состава, формируемые при печати при различии в плотности или температуре плавления компонентов. В настоящей работе проведены исследования структуры и свойств образцов композиционного материала на основе бронзы БрАМц9-2, формируемые при печати с введением в объем от 5 до 25% никелевого сплава Udimet 500.

Образцы получены на экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Для печати использовали проволоочные филаменты вышеуказанных сплавов диаметром 1,2 мм. Печать осуществляли с введением в объем бронзы 5, 10, 15 и 25% никелевого сплава. Исследования проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии. Механические свойства определяли в испытаниях на растяжение и сжатие.

Проведенные исследования показывают, что при содержании в металлической матрице 5 и 10% никелевого сплава структура металла представляет собой достаточно однородное распределение упрочняющих частиц в промежутках между дендритами. При увеличении до 15, а затем до 25% происходит образование крупных частиц никелевого сплава наряду с относительно небольшими упрочняющими частицами. Примечательно, что такое положение не приводит к снижению механических свойств, напротив, при увеличении содержания никелевого сплава от 600 МПа при 5%, до 700 МПа при 25%.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01601, <https://rscf.ru/project/22-29-01601>.*

1. Osipovich K., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Shamarin N., Savchenko N., Kolubaev E. Characterization of a bimetallic multilayered composite “stainless steel/copper” fabricated with wire-feed electron beam additive manufacturing // *Metals*. 2021. Vol. 11(8). P. 1151.
2. Filippov A.V., et al. Characterization of gradient CuAl–B4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 859. P. 157824.

**ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ**

Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Хорошко Е.С., Никонов С.Ю., Жуков Л.Л., Белобородов В.А., Соколов П.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные технологии получения композиционных материалов с металлической матрицей в настоящее время различаются как по основному способу введения материала в зону печати, так и по технологическим возможностям в получении изделий с различной структурой, свойствами и габаритами. Получение изделий с резкими переходами между компонентами, относительно небольшими размерами и регулируемой микроструктурой возможно с использованием технологий, основанных на послойном нанесении порошковых частиц на поверхность или на их подачи в струе инертного газа с последующим сплавлением лазерным лучом (SLM, DED). Получение крупногабаритных изделий с относительно резкими границами между компонентами возможно с использованием проволоочной дуговой аддитивной технологии (WAAM). Изготовление крупногабаритных изделий с плавными переходами между компонентами возможно с применением технологии проволоочного аддитивного электронно-лучевого производства (EBAM, EBF<sup>3</sup>). С использованием метода двухпроволочной подачи филаментов в ванну расплава возможно управление структурой и свойствами изделия непосредственно при печати с максимально точным дозированием компонентов [1,2]. Но печать данным способом также отличается достаточно сложным управлением введения филаментов с возможностью их неоднородного распределения в ванне расплава. В настоящей работе на примере формирования композиционного материала на основе меди марки М1 и алюминиевого сплава АК12 были исследованы закономерности формирования дефектов в композиционных материалах с различной объемной долей меди и алюминия.

Экспериментальные образцы в виде вертикальных стенок размером 8x80x100 мм были получены с использованием метода управляемой подачи проволоки в ванну расплава на лабораторной установке в ИФПМ СО РАН. Использовалась проволока диаметром 1,6 мм. Образцы были получены с введением при печати в основной материал (медь марки М1) 6,0-10,0% вес. алюминиевого сплава АК12. Всего было получено 5 образцов с 6, 7, 8, 9, и 10% алюминиевого сплава. Структура образцов исследована с использованием оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Результаты проведенных исследований показывают, что при введении в объем материала от 6,0 до 8,0% алюминиевого сплава в структуре образцов не выделяется наличия крупногабаритных дефектов в виде трещин или отслоений. При этом уже при введении 8,0% алюминиевого сплава четко выделяется расслоение образца на слои с повышенным и пониженным содержанием алюминия. Увеличение объемной доли вводимого алюминиевого сплава до 9% приводит к появлению небольших трещин в местах с наиболее неоднородным распределением компонентов. При введении 10% меди при неоптимальных значениях параметров получения образцов отмечено наличие макроскопических дефектов в виде трещин и расслоений по границам интерметаллидных прослоек.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4*

1. Osipovich K, Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Shamarin N., Savchenko N., Kolubaev E. Characterization of a bimetallic multilayered composite “stainless steel/copper” fabricated with wire-feed electron beam additive manufacturing // *Metals*. 2021. Vol. 11(8). P. 1151.
2. Shu X., Chen G., Liu J., Zhang B., Feng J. Microstructure evolution of copper/steel gradient deposition prepared using electron beam freeform fabrication // *Materials Letters*. 2018. Vol. 213. P. 374–377.

**ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ЛОКАЛЬНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ**

Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Гусарова А.В., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Шамарин Н.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Развитие методов аддитивных технологий в настоящее время тесно связаны с реализацией способов управления структурой и свойствами изделий непосредственно в процессе печати. В условиях технологии проволоочной электронно-лучевой 3D-печати это связано с реализацией ряда методик, основанных на воздействии на металл в ванне расплава различными методами. Быстропротекающие процессы в ванне расплава близки к реализующимся в металлургическом производстве, но ограничены по времени и области своего действия, а также сопряжены со значительной неоднородностью, что позволяет их классифицировать как процессы нестационарной локальной металлургии. Именно управление ходом данных процессов даёт возможность регулирования структуры и свойств изделий, получаемых методами аддитивных технологий. Первым из методов управления структурой можно обозначить тепловой, основанный на регулировании параметров процесса печати, тепловложения и отвода тепла [1]. Второй метод основан на изменении химического и фазового состава используемых материалов для получения композиционных материалов с металлической матрицей и может быть реализован как посредством управляемой подачи филаментов в ванну расплава [2], так и за счет комбинации проволоочной и порошковой технологий формирования изделий [3]. Третий метод основан на введении дополнительных воздействий механического характера в виде ультразвуковых колебаний непосредственно в ходе печати для ограничения роста зерен и повышения механических свойств изделий [4]. Последний из методов заключается в проведении дополнительных обработок после печати для повышения механических, трибологических свойств и гомогенизации композиционных материалов [5]. Каждый из методов применяется как самостоятельно, так и в комбинации с другими методами. Целью настоящей работы является сопоставление методов нестационарной локальной металлургии, используемых для управления структурой и свойствами материала при получении изделий аддитивным методом в ИФПМ СО РАН.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ НШ-1174.2022.4.*

1. Kalashnikov K.N., Chumaevskii A.V., Kalashnikova T.A., Kolubaev E.A. A substrate material and thickness influence on the 3D-printing of Ti-6Al-4V components via wire-feed electron beam additive manufacturing // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 16. P. 840-852.
2. Zykova A., Vorontsov A., Nikolaeva A., Chumaevskii A., Kalashnikov K., Gurianov D., Savchenko N., Nikonov S., Kolubaev E. Structural design and performance evaluation of Ti6Al4V/5%Cu produced by electron-beam additive technology with simultaneous double-wire feeding // Materials letters. 2022. Vol. 312. P. 131586.
3. Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N., Savchenko N.L., Moskvichev E.N., Utyaganova V.R., Kolubaev E.A., Smolin A.Y., Tarasov S.Y. Characterization of gradient CuAl-B4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods // Journal of Alloys and Compounds. 2021. Vol. 859. P. 157824.
4. Vorontsov A., Astafurov S., Melnikov E., Moskvina V., Kolubaev E., Astafurova E. The microstructure, phase composition and tensile properties of austenitic stainless steel in a wire-feed electron beam melting combined with ultrasonic vibration // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 820. P. 141519.
5. Zykova A., Chumaevskii A., Vorontsov A., Kalashnikov K., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E. Evolution of microstructure and properties of Fe-Cu, manufactured by electron beam additive manufacturing with subsequent friction stir processing // Materials Letters. 2022. Vol. 307. P. 131023.

**ПОЛУЧЕНИЕ ПРОТОТИПОВ 3D-ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ  
БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ МЕДНОГО И  
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВОВ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ  
АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ**

Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Развитие современной авиационной и ракетно-космической техники ставит для исследователей новые нестандартные решения для получения изделий различного назначения. Такими задачами могут быть получение трибологических узлов машин и механизмов на основе легких и высокопрочных сплавов, защита от коррозионных повреждений важных деталей, экранирование от радиационного излучения и др. Одной и достаточно актуальных задач для решения является получение сопел реактивных двигателей, состоящих из внутренней части на основе меди или жаропрочной бронзы и внешней части из жаропрочного никелевого сплава. В таком сочетании данное изделие обуславливает как высокую прочность при эксплуатации, так и достаточно высокие характеристики по теплоотводу из рабочей зоны. Причем такое изделие целесообразно выполнять не в виде отдельного корпуса медного вкладыша, а в целом виде, обеспечивающим лучшие характеристики отвода тепла и прочности, чего возможно добиться с использованием аддитивных технологий. Одной из лучших на настоящее время технологий для получения изделий с оболочечной тонкостенной формой (обечайки, полые цилиндры, конусы, сферы) является проволоочная аддитивная электронно-лучевая технология [1-3]. Она несколько уступает проволоочной дуговой аддитивной технологии по скорости печати, но превосходит её по стабильности процесса и однородности структуры, что важно при получении изделий ответственного назначения. В настоящей работе основной целью поставлена отработка получения прототипов функционально-градиентных конструкций на основе медного сплава БрХ08 и никелевого сплава Udimet 500 методом двухпроволочной подачи при электронно-лучевой 3D-печати.

Образцы были получены на экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН. Образцы получены трех основных типов. Образцы первого типа получены последовательной печатью никелевого сплава и бронзы, образцы второго типа были получены печатью бронзы, а сверху неё никелевого сплава, а образцы третьего типа были получены поочередной печатью параллельно расположенных «стенок» бронзы и никелевого сплава. Размер образцов первого и второго типов составлял 8x80x100 мм, образцов третьего типа 16x60x100 мм. Структуру образцов исследовали в продольном и поперечном сечении методами оптической и растровой электронной микроскопии. Механические свойства определяли вдоль и поперек зоны структурного градиента. Полученные результаты свидетельствуют о высоких механических свойствах изготовленных образцов всех трёх типов, об отсутствии крупных макродефектов в виде трещин и расслоений.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00578,  
<https://rscf.ru/project/22-19-00578>.*

1. Moskvina V.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Y., Maier G.G., Reunova K.A., Astafurov S.V., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. Stabilization of austenitic structure in transition zone of “austenitic stainless steel/NiCr alloy” joint fabricated by wire-feed electron beam melting // *Materials Letters*. 2020. Vol. 277. P. 128321.
2. Utyaganova V., Filippov A., Tarasov S., Shamarin N., Gurianov D., Vorontsov A., Chumaevskii A., Fortuna S., Savchenko N., Rubtsov V., Kolubaev E. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 172. P. 110867.
3. Osipovich K.S., Chumaevskii A.V., Eliseev A.A., Kalashnikov K.N., Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Astafurova E.G.. Peculiarities of Structure Formation in Copper/Steel Bimetal Fabricated by Electron-Beam Additive Technology // *Russian Physics Journal*. 2019. Vol. 62(8). P. 1486–1494.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ МОДИФИКАЦИИ ЖАРОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ ДОБАВЛЕНИЯ ПОРОШКА ВОЛЬФРАМА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н. Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Жаропрочные и жаростойкие стали, широко применяются при изготовлении и ремонте деталей газотурбинных установок, металлургических печей, нефтеперерабатывающего оборудования и многих других ответственных конструкций. Технический прогресс накладывает большое количество требований к изделиям из подобных материалов. Одним из таких требований является формирование различных функциональных характеристик материала в конструкции одной детали [1]. Для реализации такого подхода большой потенциал имеет метод электронно-лучевого аддитивного производства поскольку позволяет регулировать структуру и свойства материала изделия в ходе его печати путем смены подаваемых филаментов [2]. С использованием данного метода возможно совмещение в одном изделии эксплуатационных свойств двух, трех и большего количества компонентов, с образованием необходимого плавного или резкого перехода между отдельными частями детали. Отдельный интерес вызывает возможность формирования на поверхности изделий упрочненных слоёв с повышенными механическими, трибологическими или антикоррозионными свойствами.

В данной работе рассматривается задача модификации поверхности изделий из сталей 40X9C2 и Св-08X20Н9Г7Т, применяющихся для изделий, работающих под нагрузками при высоких температурах. Модификация поверхности проводилась при электронно-лучевом аддитивном производстве путем совмещения проволочной и порошковой технологий печати. В качестве легирующего элемента выбран вольфрам, поскольку в подобных сталях он способствует в области высоких (рабочих) температур выделению мелкодисперсных карбидов, увеличивающих прочность. Методом послойного нанесения на подложку из нержавеющей стали 12X18Н10Т были получены базовые образцы из сталей 40X9C2 и Св-08X20Н9Г7Т размерами 70x35x9 мм. Далее на эти образцы было нанесено еще по три поочередных слоя порошка вольфрама и проволочного стального филамента. Величина слоев была подобрана таким образом, чтобы обеспечить их взаимное перемешивание. Печать осуществлялась на экспериментальной установке для электронно-лучевой печати металлических изделий с режимами, представленными в таблице 1.

Таблица 1. Режимы печати

Филамент	Рабочее давление в камере, Па	Диаметр проволоки, мм	Масса порошка на один слой, г	Расчетная толщина слоя, мм	Ускоряющее напряжение, кВ	Сила тока электронного луча, мА	Скорость сканирования, мм/мин
Проволока	$5 \times 10^{-3}$	1	-	1	30	47	220
Порошок			2	-		38	100

За счет совмещенного использования проволочной и порошковой технологий подачи материала получены образцы из сталей 40X9C2 и Св-08X20Н9Г7Т с поверхностным слоем, модифицированным частицами вольфрама. Полученные образцы обладали повышенными механическими и трибологическими свойствами по сравнению с образцами аддитивно-полученной стали, в том числе при высоких температурах испытаний.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки ведущих научных школ № НШ-11742.2022.4.*

1. Rajan T. P. D., Pai B. C. Developments in processing of functionally gradient metals and metal–ceramic composites: a review // *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2014. V. 27. №. 5. P. 825–838.
2. Shu X., Chen G., Liu J., Zhang B., Feng J. Microstructure evolution of copper/steel gradient deposition prepared using electron beam freeform fabrication // *Materials Letters*. 2018. V. 213. P. 374–377.

**ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА ТЕРМОЛИЗОМ ОКСАЛАТА ЖЕЛЕЗА**<sup>1</sup>Шевякова Н.А., <sup>1</sup>Гребнев М.Э., <sup>1</sup>Сыченко А.О., <sup>2</sup>Токарев Д.С., <sup>1,2,3</sup>Мостовщиков А.В.<sup>1</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск<sup>3</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Работа людей и устройств в условиях повышенных электромагнитных воздействий требует разработки материалов, экранирующих электромагнитное излучение. В условиях работы городах или вблизи крупных электростанций повышенный электромагнитный фон является неизбежным фактором воздействия окружающей среды. В природе подобное повышенное воздействие электромагнитного излучения может наблюдаться в горах, природных магнитных аномалий вблизи месторождений руды, а также вблизи магнитных полюсов Земли. Например, Северный магнитный полюс находится в арктической зоне России [1]. Таким образом, при разработке северных территорий необходимо учитывать влияние этого фактора и разрабатывать экранирующие материалы, пригодные к эксплуатации в условиях Крайнего Севера и Арктики. Независимо от типа материал матрицы-носителя, в качестве экранирующего компонента можно использовать порошки железа, как естественный природный ферромагнитный материал [2].

В рамках темы работы проведено исследование возможности получения порошков железа. В качестве наиболее оптимального пути решения задачи был выбран метод термического разложения оксалатов нагреванием. Известно [3], что продуктами термического разложения оксалатов меди, никеля и кобальта в воздухе являются оксиды, а в среде собственных газообразных продуктов термического разложения образуются порошкообразные металлы с примесью оксидов. Дисперсность продуктов термолиза зависит от размеров и характеристик кристаллов исходных оксалатов. Для исследования возможности получения порошка железа был использован оксалат железа [4], который был подвергнут дифференциальному термическому анализу при нагревании в воздухе.

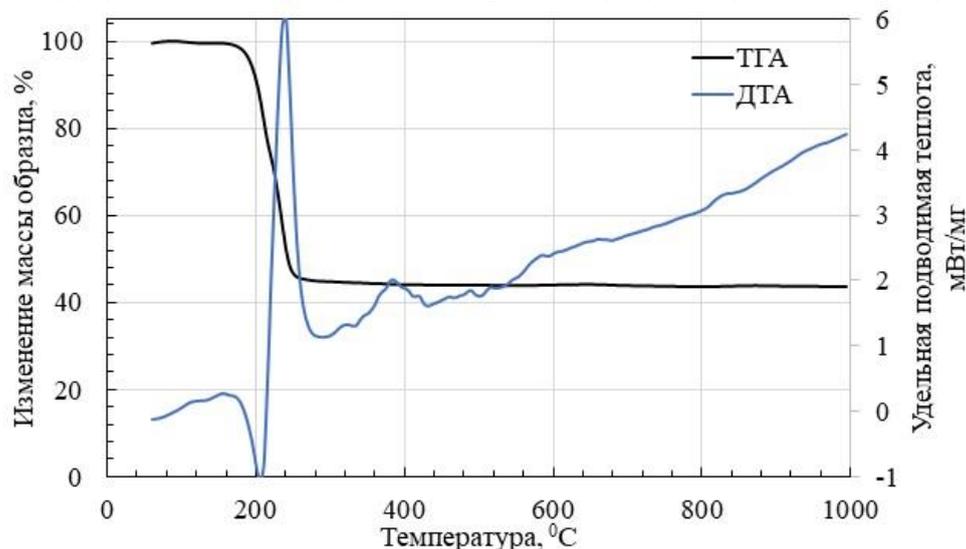
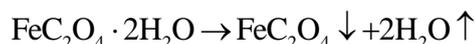


Рис. 1. Термограмма оксалата железа

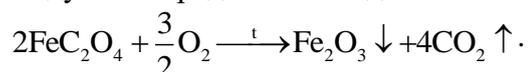
Данные термического позволили установить температуру начала разложения оксалата

Из термограммы оксалата железо видно, что при достижении образцом температуры 181,9°C начинает наблюдаться эндотермический эффект, обусловленный удалением воды из кристаллогидрата:



Эндотермический эффект при достижении образцом температуры около 220°C плавно перетекает в экзотермический, обусловленный разложением оксалата железа. Максимальное значение

экзоэффекта достигается при температуре 238 °С. Согласно [3] уравнение реакции разложения оксалата железа в воздушной среде имеет вид:



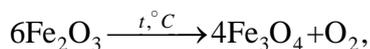
Изменение массы в результате вышеописанных процессов составило 54,61%.

Теоретическое изменение массы для данных реакций составило:

$$\Delta m \approx 100\% - \frac{M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}}{2 \cdot M_{\text{FeC}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}}} \cdot 100\% \approx 100\% - \frac{159,69}{2 \cdot 179,89} \cdot 100\% \approx 55,62\%.$$

Также в диапазоне температур от 324 °С до 431 °С наблюдается небольшой экзоэффект. Максимум экзоэффекта достигается при температуре 383,5 °С. Данный эффект может объясняться процессами окисления металлического железа или оксида железа (II), которое также может образовываться при разложении оксалата железа.

Поведенный выше дифференциально-термический анализ показал, что при разложении оксалата железа в кислородосодержащей среде продуктом разложения является Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, однако количественный рентгенофазовый анализ образца оксалата железа выявил, что продуктами воздействия нагрева также являются FeO и Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Наличие данных оксидов в полученном образце объясняется следующими реакциями термического разложения Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:



Реакция термического разложения оксида железа (III) с образованием оксида железа (II,III) и кислорода протекает при температуре 1200-1390°С. А реакция термического разложения оксида железа(II,III) с образованием оксида железа (II) и кислорода протекает при температуре выше 1538°С.

Таким образом, разложение оксалата железа нагреванием в воздухе может быть использовано для получения порошков железа, который в дальнейшем пригодны для применения в экранирующих электромагнитное излучение материалах.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ, проект FEMN-2022-0003.*

1. Петров В. Магнитное поле Земли: история, эволюция и прогнозы // Наука и жизнь. – 2021. № 8. С. 74–89.
2. Ферромагнетизм // Физическая энциклопедия: в 5 томах / Гл. ред. А. М. Прохоров. Ред. кол.: Д. М. Алексеев, А. М. Балдин, А. М. Бонч-Бруевич, и др.. — М.: Большая Российская энциклопедия, 1998. 1999. Т. 5.
3. Пивоваров Д. А. Получение порошков металлов и их оксидов термическим разложением оксалатов Cu, Ni, Co / Д. А. Пивоваров, Ю. Ю. Голубчикова, А. П. Ильин // Известия Томского политехнического университета [Известия ТПУ]. 2012. Т. 321, № 3. С. 11–16.
4. Чуриков А. В. Об использовании оксалата железа FeC<sub>2</sub>O<sub>4</sub>·2H<sub>2</sub>O для синтеза электродного материала LiFePO<sub>4</sub> [электронный ресурс] / А.В. Чуриков, И.А. Леенсон // Электрохимическая энергетика. 2012. №1. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/ob-ispolzovanii-oksalata-zheleza-fec2o4-2h2o-dlya-sinteza-elektrodnogo-materiala-lifepo4> (дата обращения: 05.04.2022).

## СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ $\text{SiO}_2$ ПРИ РАЗЛИЧНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ФАКТОРЕ

Шеховцов В.В., Волокитин О.Г., Абзаев Ю.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Синтез и исследование наноразмерных тугоплавких оксидных порошков на сегодняшний день является актуальной задачей при прогнозировании характеристик материалов, получаемых на их основе. В работе проведено исследование структурно-фазового состава природного диоксида кремния  $\text{SiO}_2$  в исходном состоянии, после изотермической выдержки 1173 К и плазменного испарения с последующей конденсацией [1, 2].

Качественный фазовый анализ показал, что к основным фазам исследуемых состояний относятся эталоны:  $\text{Si}_6\text{O}_6$ ,  $\text{Si}_3\text{O}_6$ ,  $\text{Si}_{16}\text{O}_{24}$ ,  $\text{Si}_6\text{O}_{12}$ . Суперячейки  $\text{Si}_6\text{O}_6$ ,  $\text{Si}_3\text{O}_6$ ,  $\text{Si}_{16}\text{O}_{24}$ ,  $\text{Si}_6\text{O}_{12}$  находятся в тригональной, моноклинной, гексагональной установках. На рис. 1а представлена концентрация конденсированных фаз в зависимости от влияния температурного фактора. На рис. 1б приведены 3D изображения решеток обнаруженных суперячеек полученные в ресурсе AFLOW [3].

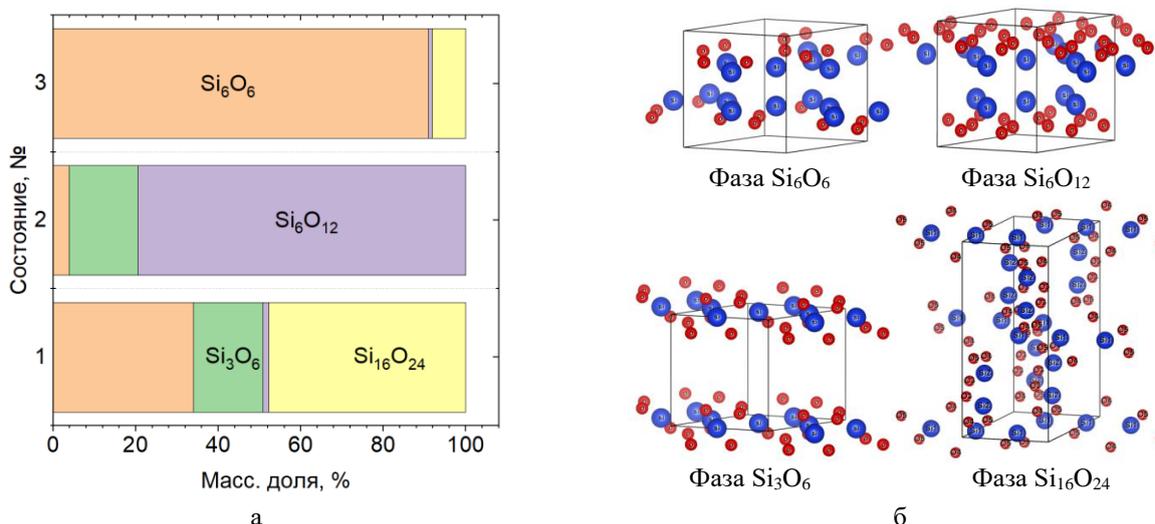


Рис. 1. Концентрация конденсированных фаз в зависимости от влияния температурного фактора: 1 – исходное состояние; 2 – после изотермической выдержки 1173 К; 3 – после плазменного испарения с последующей конденсацией (а) и 3D структуры  $\text{SiO}_2$  решеток отдельных фаз (б)

Таким образом, количественный фазовый анализ методом Ритвельда показал, что в исходном состоянии природный диоксид кремния состоит из фаз  $\text{Si}_6\text{O}_6$  ~34,  $\text{Si}_3\text{O}_6$  ~ 16,  $\text{Si}_{16}\text{O}_{24}$  ~ 48,  $\text{Si}_6\text{O}_{12}$  ~ 2 %. После изотермической выдержки при 1173 К доминирует фаза  $\text{Si}_6\text{O}_{12}$  ~ 80 %, а после плавления-конденсации доминируют более стабильная фаза  $\text{Si}_6\text{O}_6$ . Плазменное воздействие на природный диоксид кремния  $\text{SiO}_2$  стимулирует образование высокопрочной фазы  $\text{Si}_6\text{O}_6$ .

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2020-0004 и грантом Президента РФ МК-66.2022.4.

1. Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г. и др. Электродуговые и электроплазменные устройства для переработки силикатсодержащих отходов // Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. № 3-3. С. 109–113.
2. Shekhovtsov V.V., Skripnikova N.K., Volokitin O.G. Phase transitions in  $\text{SiO}_2$  nanopowder synthesized by electric arc plasma // IEEE Transactions on Plasma Science. 2021. Vol. 49. No 9. P. 2618–2623.
3. Oses C., Gossett E., Hicks D., Rose F., Mehl M. J., Perim E., Takeuchi I., Sanvito S., Scherer M., Lederer Y., Levy O., Toher C., Curtarolo S. AFLOW-CHULL: Cloud-Oriented Platform for Autonomous Phase Stability Analysis // Journal of Chemical Information and Modeling. 2018. P.1–26.

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА  
КОМПОЗИЦИОННЫХ ХГН-ПОКРЫТИЙ Al-B<sub>4</sub>C**

Шикалов В.С., Косарев В.Ф., Видюк Т.М., Клинков С.В.

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

Одним из перспективных способов создания нейтронозащитных покрытий на основе алюминиевой матрицы, армированной частицами карбида бора, является холодное газодинамическое напыление (ХГН) [1-4]. Умеренные температуры нагрева частиц минимизируют окисление, фазовые превращения и термические напряжения в ХГН-покрытиях по сравнению с газотермическими покрытиями.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния термической постобработки на свойства алюмоматричных покрытий с различным содержанием карбида бора, формируемых методом холодного газодинамического напыления.

Для напыления покрытий использовались порошки алюминия и карбида бора со средними размерами 27 мкм и 75 мкм соответственно, из которых были приготовлены смеси с концентрацией карбида бора 0, 30, 50 и 70 вес.%. Напыление смесей проводилось на установке ХГН с использованием осесимметричного сопла Лавалля. На подложках из нержавеющей стали получена серия покрытий на основе алюминиевой матрицы с равномерно распределенными в ней частицами карбида бора. Термическая обработка покрытий проводилась в муфельной печи в атмосфере аргона при температурах 400 °С и 500 °С.

С использованием электронной микроскопии проведено исследование микроструктуры покрытий до и после термической обработки. Впервые получены зависимости микротвердости и адгезионной прочности исходных и термически обработанных покрытий от содержания карбида бора в покрытии. Полученные результаты могут быть востребованы на практике для управления составом и свойствами композиционных ХГН-покрытий, а также для разработки научно-технологических основ создания защитных покрытий, востребованных в атомной промышленности.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00046. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН).*

1. Yandouzi M., Böttger A.J., Hendrikx R.W.A., Brochu M., Richer P., Charest A., Jodoin B. Microstructure and mechanical properties of B<sub>4</sub>C reinforced Al-based matrix composite coatings deposited by CGDS and PGDS process // Surface and Coatings Technology. 2010. Vol. 205, № 7. P. 2234–2246.
2. Yandouzi M., Bu H., Brochu M., Jodoin B. Nanostructured Al-based metal matrix composite coating production by pulsed gas dynamic spraying process // Journal of Thermal Spray Technology. 2012. Vol. 21, № 3–4. P. 609–619.
3. Huang G., Fu W., Ma L., Li X., Wang H. Cold spraying B<sub>4</sub>C particles reinforced aluminium coatings // Surface Engineering. 2019. Vol. 35, № 9. P. 772–783.
4. Tariq N.H., Gyansah L., Wang J.Q., Qiu X., Feng B., Siddique M.T., Xiong T.Y. Cold spray additive manufacturing: a viable strategy to fabricate thick B<sub>4</sub>C/Al composite coatings for neutron shielding application // Surface and Coatings Technology. 2018. Vol. 339. P. 224–236.

**КИНЕТИКА САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ КЕРАМИК СИСТЕМЫ  $ZrB_2$ -SiC-TaV<sub>2</sub> С ДВОЙНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРОЙ**<sup>1,2</sup>Шмаков В.В., <sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>1</sup>Сухова М.Р., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.<sup>1</sup>Томский политехнический университет, Томск<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамики и композиты на основе боридов, карбидов и нитридов переходных металлов IV и V групп широко применяются в качестве термобарьерных материалов для камер сгорания высокотемпературных и высокоэнергетических установках. Такие материалы имеют ряд преимуществ перед традиционными теплозащитными металлами и пористыми керамиками. Наиболее широко распространенным металлам, таким как молибден и вольфрам, необходимо охлаждение во время работы. Пористые материалы, такие как, оксид алюминия, не выдерживают ударных и динамических нагрузок из-за особенностей пористой структуры [1].

Существенным недостатком керамических материалов является их низкая вязкость разрушения, которая может приводить к отказу детали в условиях циклических и ударных нагрузках. При этом при повышенных температурах в керамиках может быть реализован эффект самозалечивания дефектов и самовосстановление свойств. Приложение принципов структурного дизайна и организации двойной керамической структуры позволит спроектировать материал, который будет адекватно реагировать на внешние воздействия [2].

Проведенные ранее исследования подтверждают положительное влияние применения методики двойных композитов для увеличения ударной вязкости в керамиках системы  $ZrB_2$ -SiC-MoS<sub>2</sub>. В работе [3] показано, что материалы с двойной композиционной структурой обладают большей ударной вязкостью по сравнению с образцом с однородным распределением компонентов. Так, образец с соотношением матрицы и включений 60/40 обладает вязкостью разрушения 3,7 МПа·м<sup>1/2</sup>, что на 20 % выше, чем у контрольного образца.

Исследования в области материаловедения, свидетельствуют о возможности создания умных керамических материалов, которые способны восстанавливать свойства и залечивать дефекты. Реализация эффекта самозалечивания возможна при протекании процесса окисления керамических материалов на воздухе при высоких температурах и заполнение эксплуатационных дефектов продуктами реакции [4, 5].

В работе исследована кинетика самозалечивания двойных керамических композиционные материалы системы  $ZrB_2$ -SiC-TaV<sub>2</sub>. Показано, что при отжиге в воздушной среде при температуре 1500 °С происходит заполнение дефектов оксидами компонентов композита, в частности боросиликатным стеклом V<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>.

Все образцы демонстрируют устойчивую тенденцию к самозалечиванию. Наибольший прирост массы соответствует образцу двойного композита 90/10 и 80/20, 1,89 % и 1,81 % соответственно. В образце двойного композита с соотношением матрицы и включений 80/20, дефект полностью залечен уже при температуре 1400 °С.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0012.*

1. Binner J., Porter M., Baker B., Zou J., Venkatachalam V., Diaz V. R., D'Angio A., Ramanujam P., Zhang T., Murthy T. Selection, processing, properties and applications of ultra-high temperature ceramic matrix composites, UHTCMCs – a review // International Materials Reviews. 2020. Vol. 65, №. 7. P. 389–444.
2. Launey M.E., Ritchie R.O. On the fracture toughness of advanced materials // Advanced Materials. 2009. Vol. 21, №. 20. P. 2103–2110.
3. Shmakov V.V., Buyakov A.S., Kormashova M.D., Sukhova M.R., Ivanyuk V.A., Buyakova S.P. Influence of the structural factor on the fracture toughness of the  $ZrB_2$ -SiC-MoS<sub>2</sub> composite // AIP Conference Proceedings. 2022. Vol. 2509, №. 1. P. 020176.

4. Burlachenko A.G., Mirovoy Yu.A., Dedova E.S., Buyakova S.P. Self-healing in high temperature  $ZrB_2$ -SiC ceramics // AIP Conference Proceedings. 2019. Vol. 2167, №. 1. P. 020042.
5. Dedova E.S., Burlachenko A.G., Mirovoy Y.A., Buyakov A.S., Buyakova S.P. Oxidation behavior of  $ZrB_2$ -ZrC-SiC- $ZrO_2$  ceramics // AIP Conference Proceedings. Vol. 2310, №. 1. P. 020071.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ  
TiB<sub>2</sub> С ДОБАВЛЕНИЕМ MoSi<sub>2</sub>**<sup>1</sup>Ян Сяо, <sup>2</sup>Бурлаченко А.Г., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*<sup>2</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Керамики на основе боридов переходных металлов MeB<sub>2</sub> привлекает внимание в качестве материалов для широкого спектра областей применения. Однако из-за сильной ковалентной связи и низкой диффузионной подвижности атомов они отличаются плохой спекаемостью. Наиболее распространенным механизмом при твердофазном спекании MeB<sub>2</sub> является решетчатая и зернограничная диффузия между атомами бора и переходными металлами. Добавления активирующих добавок (MoSi<sub>2</sub>, SiC) является одним из наиболее широко используемых методов для получения высокоплотной керамики. В данной работе изучены керамические композиционные материалы TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>. Присутствие MoSi<sub>2</sub> в керамической матрице оказывает положительное влияние на устойчивость таких материалов в парах трибосопряжения. Изучение влияния содержания MoSi<sub>2</sub> на свойства керамических композитов позволит выявить оптимальное соотношение компонентов в керамических композитах TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> с точки зрения обеспечения необходимых механических свойств.

Цель исследований – выявление влияния содержания дисилицида молибдена на механические свойства керамических композитов TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>.

Исследование проводилось на керамических композитах TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> с содержанием MoSi<sub>2</sub> 0, 5, 10, 20 и 25 объемн. %. Образцы керамических композитов получены спеканием под давлением 30 МПа при температуре 1800°C. Длительность изотермической выдержки составляла 30 минут.

Установлено, что увеличение содержания дисилицида молибдена в композитах TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> приводит к уменьшению модуля упругости и твердости керамических композитов. Модуль упругости композитов уменьшился от 415±10 ГПа до 210±8 ГПа при увеличении содержания в них MoSi<sub>2</sub> от 5 % до 25 %. При этом, модуль упругости керамики TiB<sub>2</sub>, полученной при описанных выше условиях, составил 367±6 ГПа, что меньше, чем модуль упругости композитов с малым содержанием MoSi<sub>2</sub>. Большую твердость 32±3 ГПа имели образцы керамического композита с содержанием MoSi<sub>2</sub> 5 объемн. %. Твердость образцов керамики TiB<sub>2</sub> составила 24±3 ГПа. Введение малого количества дисилицида молибдена в порошковую смесь с TiB<sub>2</sub> обеспечивает активное уплотнение керамики, MoSi<sub>2</sub> является активатором спекания. Система TiB<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub> относится к системам эвтектического типа, эвтектическое превращение происходит при содержании в ней MoSi<sub>2</sub> 13±0,4 мольн. %. Керамика состава TiB<sub>2</sub>- объемн. 5% MoSi<sub>2</sub> наиболее близка к эвтектическому составу. Образцы этого состава имели наибольшую плотность, что и объясняет более высокую величину модуля упругости такого композита в сравнении с модулем упругости образцов керамики TiB<sub>2</sub>.

**CHARACTERIZATION OF PROPERTIES OF CALCIUM PHOSPHATE COATING  
CONTAINING ZnO NANOPARTICLES**<sup>1,2</sup>Chebodaeva V.V., <sup>1</sup>Sedelnikova M.B., <sup>3</sup>Zharin A.L., <sup>1</sup>Bakina O.V., <sup>2</sup>Khlusov I.A.,  
<sup>1</sup>Sharkeev Yu.P.<sup>1</sup> *Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*<sup>2</sup> *Siberian State Medical University, Tomsk, Russia*<sup>3</sup> *Belarussian National Technical University, Minsk, Belarus*

Despite existing materials for reconstruction/replacement bone defect there is an urgent need for new biomaterial with high biocompatibility and antimicrobial properties [1-2]. Material modification is a perspective and potent approach in the development of new biomaterials for tissue engineering. Surface post treatment technologies can significantly improve bone tissue-material interactions in a biological environment. Modifications related to surface morphology, wettability, charge and chemical composition can improve cellular biocompatibility, cell adhesion, proliferation and their differentiation [1-2].

Micro arc oxidation (MAO) is regarded as a technological and versatile tool to coat metal implants allowing modified surface topography, chemistry and electrical properties for improved bioactivity [2]. In this work the CP coatings was formed on titanium alloy. Due to high strength-to-weight ratio and corrosion resistance, titanium and its alloys are considered to be among the most promising materials for use as bone implants. An urgent and large problem is the creation of effective methods to overcoming the bacterial resistance of medical implants due to the rapid growth in the number of resistant strains of microorganisms. The zinc oxide (ZO) nanoparticles are perspective alternative antibacterial component for biomaterial modification. Therefore, a number of researches in the field of their antibacterial activity, toxic action, mechanisms of biological action, molecular targets is increased [3]. ZO nanoparticles are characterized by small size, high surface area and positive zeta potential [3]. Moreover, the size, surface charge, and shape of ZO nanoparticles affect the nature of their interaction with cells. The functionalization of biomaterials using such nanoparticles enhance their cellular interactions.

Therefore, the aim of the present research was the formation of micro arc coatings with ZO nanoparticles on the titanium surface as well as the investigation morphology, phase composition and electrical potential of the coatings.

Titanium samples (10x10 mm<sup>2</sup>) were fabricated from commercially pure titanium (grade 2). The electrolyte contained water solution of 30% solution of H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, CaCO<sub>3</sub> (100 g/) and Ca<sub>10</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>6</sub>(OH)<sub>2</sub> (60 g/l) [2]. Micro arc biocoatings were applied using anodic potentiostatic mode with the following MAO parameters: treatment voltage = 200 V, pulse duration = 100 μs, pulse repetition rate = 50 Hz, coating deposition duration = 10 min [2]. Obtained porous coatings were functionalized by ZO nanoparticles. The ZO nanoparticles powder were produced by the electrical explosion of zinc wire in an argon and oxygen atmosphere as described previously [2]. The suspension containing 30 mg of ZO nanopowder and 25 ml of distilled water was subjected to ultrasonic dispersion (UD) with different durations. The coatings were immersed in the prepared suspension and subjected to ultrasonic treatment for 5 min. The morphology of the samples was investigated by scanning electron microscopy (SEM) on LEO EVO 50 electron microscope (Zeiss, Germany) equipped with an INCA-Energy 350 EDS analyser (Oxford Instruments, Abingdon, UK) in Nanotech Centre of Collective Use, ISPMS SB RAS. The electrical potential (EP) was measured using contact potential differences (CPD) techniques on a specialized scanning installation (Belarusian National Technical University (Minsk, Belarus)) to measure EP of the CP coatings [4].

The coating thickness before modification was equal to 40-45 μm. Its surface morphology was characterized by the presence of numerous spherical structural elements of up to 10-30 μm with pores. The average roughness (Ra) of the coating was 3.5 μm. The initial dispersion of the suspension of ZO nanopowder for 10 minutes led to the formation of nonuniformly distributed spheroid particles with a size of 9 μm and smaller particles with a size of 0.5 μm. The roughness of

such coating increased up to 4.2  $\mu\text{m}$ . EDX analysis of the surface of the modified coating revealed oxygen, phosphorous, titanium from the substrate, calcium and zinc. An increase in the duration of UD of the suspension from 10 to 60 minutes led to disaggregation of spheroid ZO particles and partial destruction of CP coating spheres. The surface roughness of such coating increased up to 5.0  $\mu\text{m}$ . The zinc content in the coating decreased from 4 to 3 at.% with increase of UD duration from 10 to 60 min. Thus, the 60 min of UD duration provides uniform distribution of Zn on the coating surface.

The study of the electrical properties of CP coatings showed that all coatings, both before and after modification, had a negative EP. The value of EP of the control CP coating (without ZO nanoparticles) was equal  $-85$  mV. The introduction of ZO nanoparticles into the coatings pores after 10 min of UD leads to an increase of EP from  $-85$  to  $-95$  mV. When the UD durations of the suspension with ZO nanoparticles increased from 10 to 60 min, the EP of the modified coatings varied in the range from  $-95$  to  $-72$  mV. This is due to an increase in the amount of ZO agglomerates and their more uniform distribution over the coating surface. There are more areas with a positive charge in the coating, which contributes to an increase in the EP.

The influence of the modification of CP coatings with ZO nanoparticles on their electrical properties and morphology was studied. The coatings formed by MAO method on titanium surface in an electrolyte containing calcium phosphate compounds had a porous structure. The research of the morphology, elemental composition and electrical properties of the CP coatings modified by ZO nanoparticles was performed. The increase in the duration of ultrasonic dispersion of ZO suspension from 10 up to 60 min led to uniform distribution of ZO nanoparticles. The EP of the coatings depended on the duration of the ultrasonic dispersion. When the UD durations of the suspension with ZO nanoparticles increased, the EP of the modified coatings changed from  $-95$  to  $-72$  mV.

*The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0007 and was supported by Siberian State Medical University development program Priority 2030.*

1. Kargozar S., Mozafari M., Hamzehlou S., Milan P. B., Kim H. W., Baino Fr. Bone Tissue Engineering Using Human Cells: A Comprehensive Review on Recent Trends, Current Prospects, and Recommendations // Applied Sciences. 2019. Vol. 9. P. 174.
2. Chebodaeva V.V., Sedelnikova M.B., Bakina O.V., Miller A.A., Khimich M.A., Golohvast K.S., Zaharenko A.M., Sharkeev Yu.P. Effect of aluminium oxyhydroxide nanoparticles on the structure and properties of the calcium phosphate coatings // Surfaces and Interfaces Vol. 31. 2022. P. 101996.
3. Lozhkomoev A.S., Glazkova E.A., Bakina O.V., Lerner M.I., Gotman I., Gutmanas E.Y., Kazantsev S.O., Psakhie S.G. Synthesis of core-shell AlOOH hollow nanospheres by reacting Al nanoparticles with water // Nanotechnology. 2016. Vol. 27. P. 205603.
4. Pantsialeyeu K.U., Krautsevich A.U., Rovba I.A., Lysenko V.I., Vorobey R.I., Gusev O.K., Zharin A.L. Analysis of the electrophysical and photoelectric properties of nanocomposite polymers by the modified Kelvin probe // Devices and Methods of Measurements. 2017. Vol. 8, no. 4. P. 386–397.

**MAGNETIC ORDERING AND TOPOLOGY IN  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  AND  $\text{Mn}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  VAN DER WAALS MATERIALS**<sup>1,2</sup> Eremeev S.V., <sup>3,4</sup> Otrokov M.M., <sup>5,6</sup> Ernst A., <sup>3,7,8,9</sup> Chulkov E.V.<sup>1</sup>*Institute of Strength Physics and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Tomsk*<sup>2</sup>*Tomsk State University, Tomsk*<sup>3</sup>*Donostia International Physics Center, Donostia-San Sebastian, Basque Country, Spain*<sup>4</sup>*IKERBASQUE, Basque Foundation for Science, Bilbao, Spain*<sup>5</sup>*Institut für Theoretische Physik, Johannes Kepler Universität, Linz, Austria*<sup>6</sup>*Max-Planck-Institut für Mikrostrukturphysik, Halle, Germany*<sup>7</sup>*Centro de Física de Materiales (CFM-MPC), Centro Mixto CSIC-UPV/EHU, Donostia-San Sebastian, Basque Country, Spain*<sup>8</sup>*Departamento de Física de Materiales UPV/EHU, Donostia-San Sebastian, Basque Country, Spain*<sup>9</sup>*Saint Petersburg State University, Saint Petersburg*

Using density functional theory calculations we study atomic, electronic, and magnetic structures and their influence on the topological phase of  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  and  $\text{Mn}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  van der Waals compounds [1]. Our results show that the antiferromagnetic topological insulator (AFM TI) phase in  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  is robust both to details of the magnetic ordering within its structural units, nonuple layer (NL) blocks, and the type of atomic layer stacking, NaCl-type ABC or NiAs-type ABAC, within the  $(\text{MnTe})_2$  sublattice. The structure with the NiAs-type stacking is energetically more favorable for both compounds. However, for  $\text{Mn}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  the AFM TI phase is realized in the unstable structure with ABC stacking while it is a Dirac semimetal in favorable structure with NiAs stacking within a  $(\text{MnTe})_2$  sublattice. The calculated critical temperatures for  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  and  $\text{Mn}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  with ABC stacking is twice as low as compared to structures with NiAs-type stacking within  $(\text{MnTe})_2$  sublattice (9 and 12 K vs 17 and 19 K, respectively). At the same time, the critical temperature in the stable (NiAs) structure of  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  is in good agreement with the measured Néel temperature of  $\sim 20$  K [2]. An important difference between the NL- and early studied SL-structured  $\text{MnBi}(\text{Sb})_2\text{Te}_4$  compounds is the appearance of one more magnetic interaction, namely the magnetic couplings between adjacent layers in the NL block, in addition to those in  $\text{MnBi}(\text{Sb})_2\text{Te}_4$  where FM coupling in the Mn layer in *ab* plane and AFM coupling along *c* axis between Mn layers of neighboring SL blocks occur. Another important difference with respect to  $\text{MnBi}_2\text{Te}_4$ , where Mn magnetic moments are aligned strictly perpendicular to the Mn plane, in NL-structured compounds, irrespective of the stacking type in the  $(\text{MnTe})_2$  sublattice, the Mn magnetic moments, being pointed out-of-plane in general, precess around the *z* axis that is in agreement with recent magnetic measurements demonstrating a slightly canted spin structure [2]. We also show that imposing the overall ferromagnetic state by applying an external magnetic field can drive the  $\text{Mn}_2\text{Bi}(\text{Sb})_2\text{Te}_5$  compounds into different topologically nontrivial phases like axion insulator or Weyl semimetal.

*This work was supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 18-12-00169-p).*

1. Eremeev S.V. et al. Magnetic ordering and topology in  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  and  $\text{Mn}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  van der Waals materials // Phys. Rev. B. 2022. Vol. 105. P. 195105.
2. Cao L. et al. Growth and characterization of the dynamical axion insulator candidate  $\text{Mn}_2\text{Bi}_2\text{Te}_5$  with intrinsic antiferromagnetism // Phys. Rev. B. 2021. Vol. 104. P. 054421.

**TRANSFORMATIONS IN 3D Ti-Fe-Cu ALLOY DURING LASER POWDER BED FUSION**<sup>1,2</sup>Khimich M.A., <sup>3</sup>Ibragimov E.A., <sup>4</sup>Saprykin A.A.<sup>1</sup>*Institute of Strength Physics and Materials Sciences, Tomsk*<sup>2</sup>*Tomsk State University, Tomsk*<sup>3</sup>*Tomsk Polytechnic University, Tomsk*<sup>4</sup>*Novosibirsk State Technical University, Novosibirsk*

The main disadvantages of Ti-alloys applied in medicine are low strength and corrosion resistance, too high Young's modulus, presence of toxic elements and low ductility [1]. There are various ways to increase physical mechanical properties of Ti-alloys, like formation of nanosized and ultrafinegrained structure or formation of multicomponent alloys with stabilized  $\beta$ -phase [2]. Fe is well-known stabilizer of  $\beta$ -phase in Ti. Addition of Fe into Ti-alloys leads to the reduction of grain size, increase of  $\beta$ -phase fraction, increase of corrosion resistance, strength and Young's modulus reduction [3]. Increasing the Fe-concentration in Ti-alloy leads to the increasing the corrosion resistance [4] and addition of Ti to Fe increases the yield strength and reduces the grain size.

To reduce risks of infection, modifications of the alloy's composition are used to provide antibacterial effect. One of such dopants is Cu. Cu is required in human body for Fe-absorption. Also, copper could be used to prevent the formation of Ti-Fe intermetallics at 3D-printing [5].

Currently there are attempts of the formation the Ti-alloys without toxic components with stabilized  $\beta$ -phase by 3D-printing [6]. 3D-printing, in particular, laser powder bed fusion (LPBF), is well-used at production of individual implants. This method allows the formation of multicomponent alloys with unique properties. However, there are difficulties connected with the formation of alloys of such non-conventional for 3D-printing systems as Ti-Fe-Cu. There is data, describing application of powder mixtures formed from elemental powders by such methods as mechanical alloying, mixing or sieving [7]. Using of such non-conventional methods requires additional studies and experiments.

In present study powders of commercially pure Ti, Fe and Cu were applied for the formation of 3D-samples by LPBF. LPBF was performed on WARISKAF-100MVS installation.

Obtained LPBF-samples had advanced porosity – about 15 vol. %. Presence of the porosity in this case is an advantage. There are local areas with increased concentrations of Ti and Cu, which points at the liquation of elemental composition within the samples. This problem could be solved by increasing the prolongation of mixing the initial powders. LPBF leads to the formation of solid solutions on the basis of bcc lattice. Additional mixing of initial powder and application of modified mode of LPBF will provide the formation of more uniform samples with less porosity.

*The study funded by the Grant of the President of the Russian Federation for state support of young Russian scientists - candidates of sciences and doctors, grant No MK-4486.2022.4.*

1. Elias C.N., Lima J.H.C., Valiev R. et al. Biomedical applications of titanium and its alloys // JOM. 2008. Vol. 60. P. 46–49. Doi: <https://doi.org/10.1007/s11837-008-0031-1>.
2. Zhou Y.L., Niinomi M., Akahori T., Fukui H., Toda H. Corrosion resistance and biocompatibility of Ti-Ta alloys for biomedical applications // MSEA. 2005. Vol. 398. P. 28–36. Doi: [10.1016/j.msea.2005.03.032](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.032).
3. Qi P., Li B., Wang T., Zhou L., Nie Z. Microstructure and properties of a novel ternary Ti-6Zr-xFe alloy for biomedical applications // JAC. 2021. Vol. 854. 157119. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157119>.
4. Niu J., Guo Y., Li K., Liu W., Dan Z., Sun Z., Chang H., Zhou L. Improved mechanical, bio-corrosion properties and in vitro cell responses of Ti-Fe alloys as candidate dental implants // MSEC. 2021. Vol. 122. 111917. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2021.111917>.
5. Tey C.T., Tan X., Leong Sing S., Yeong W.Y. Additive manufacturing of multiple materials by selective laser melting: Ti alloy to stainless steel via a Cu-alloy interlayer // Additive Manuf. 2020. Vol. 31. 100970. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100970>.
6. Aydogmus T., Kareem D., Palani H., Kelen F. Processing of porous  $\beta$ -type Ti74Nb26 alloys for biomedical applications // JAC 2021. Vol. 872. 159737. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159737>.
7. Polozov I, Sufiiarov V., Popovich A., Masaylo D., Grigoriev A. Synthesis of Ti-5Al, Ti-6Al-7Nb, and Ti-22Al-25Nb

alloys from elemental powders using powder-bed fusion additive manufacturing // JAC. 2018. Vol. 763. P. 436–445.  
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.325>.

**CONTACT MECHANICS OF CLUSTERS OF HEART CELLS:  
MECHANICAL ACTIVATION AND SYNCHRONIZATION OF MYOCYTES**

<sup>1</sup>Valentin L. Popov, <sup>2</sup>Ken Nakano

<sup>1</sup>*Technische Universität Berlin, Germany*

<sup>2</sup>*Yokohama National University, Japan*

The presentation is devoted to mechanical properties of clusters of cardiac cells which were grown from human stem cells [1]. Prof. Akashi at Osaka University developed a method of gluing them into clusters using fibroblasts and Professor Nakano at Yokohama National University studied their mechanical properties [2]. Experiments have shown that if a force is applied to the cluster, then regular beats of considerable amplitude occur with a frequency of 60 beats per minute. A further increase in force leads to an increase in the amplitude of oscillations and their frequency. If the force exceeds the second critical value, then a breakdown occurs with intermittent fibrillation and separate shocks.

Experimental results are interpreted in the framework of a model of cardiac tissue as an instable medium with retardation. Contact properties of this active medium are considered in the framework of extended Method of Dimensionality Reduction. It is shown that activation of beating owes not only to the load applied to a cluster but to the flexibility of the loading unit. The enhancement of beating occurs to be the outer appearance of synchronization of beating of myocytes inside the strongly deformed volume of a cardiac spheroid.

Both experimental results and the proposed theoretical model may have important medical implications.

1. Nakano K., Popov V.L. About hard working and lazy heart cells. How to grow the myocytes and activate them to beat strongly, <https://youtu.be/W-g7Hn1vbB0>.
2. Nakano K., Nanri N., Tsukamoto Y. et al. Mechanical activities of self-beating cardiomyocyte aggregates under mechanical compression // *Sci. Rep.* 2021. Vol. 11. 15159. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-93657-z>.

## РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ЧАСТИЦ ИЗНОСА ПРИ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ МЕТАЛЛОВ

<sup>1</sup>Григорьев А.С., <sup>1,2</sup>Шилько Е.В., <sup>1</sup>Смолин А.Ю.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Томский государственный университет, Томск*

Адгезионный износ при трении скольжения по сухим поверхностям активно изучается в течение последних десятилетий. Тем не менее, это явление по-прежнему остается чрезвычайно трудным для понимания и прогнозирования. Одним из самых популярных подходов к пониманию и интерпретации ключевых аспектов трения и износа является концепция третьего тела. Эта концепция подразумевает образование и развитие фрагментов материала (элементов интерфейса) между контактирующими поверхностями и определяющий вклад этих элементов в динамику контактного взаимодействия, в том числе в величину коэффициента трения и скорости изнашивания. Эти эффекты особенно ярко выражены в металлических парах трения из-за высоких значений поверхностной энергии и пластичности металлических материалов.

Предложена новая дискретно-элементная механическая модель, позволяющая численно исследовать контактное взаимодействие пластичных материалов с учетом разрушения и сцепления поверхностей по механизму холодной сварки. Модель описывает эти конкурентные процессы с единых позиций и использует пластическую работу деформации как критерий локального разрушения и критерий химической связи поверхностей в местах контакта. Это позволяет моделировать образование третьего тела (частиц износа и «клиньев») при трении шероховатых металлических поверхностей. Унификация обеспечивает непротиворечивость моделей разрушения и сцепления и единство феноменологического описания противоположных (конкурирующих) процессов разрушения и холодной сварки при контактном взаимодействии пластичных материалов.

С помощью разработанной модели численно исследовано образование частиц износа и клиньев при трении и влияние типа формообразующих элементов третьего тела на динамику коэффициента трения в трибоузле из Cu-Al бронзы. Выявлено качественное различие динамики трения на участках контактной зоны, характеризующихся разной степенью механического стеснения. В частности, показано, что в зависимости от степени механического стеснения области контакта преимущественно образуются либо округлые частицы, слабо прилипшие к поверхностям, либо клинья/выступы. Соответственно степень механического стеснения должна во многом определять величину коэффициента трения, а также скорость изнашивания и распределение частиц износа по размерам.

Перспективным способом улучшения трибологических свойств некоторых сплавов (включая медно-алюминиевые бронзы) является реализация пластичности, вызванной превращением, путем добавления легирующих элементов. Чтобы учесть механизм трансформации пластичности, разработана общая феноменологическая модель. С помощью этой модели численно исследовано влияние механизма трансформации пластичности на структуру третьего тела и фрикционную устойчивость.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00743, <https://rscf.ru/project/20-19-00743>*

# IN SITU STUDY OF PHASE TRANSFORMATIONS IN ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURED Ti-6Al-4V TITANIUM ALLOY BY HIGH TEMPERATURE SYNCHROTRON X-RAY DIFFRACTION AND TEM

<sup>1</sup>Perevalova O.B., <sup>2</sup>Syrtanov M.S.

<sup>1</sup>*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, 634055, Russia*

<sup>2</sup>*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, 634050, Russia*

The microstructure and phase composition of the electron beam additive manufacturing (EBAM) Ti-6Al-4V alloy samples were studied by the methods of in situ high temperature synchrotron X-ray diffraction and transmission electron microscopy (TEM) during heating from room temperature to a temperature of 1373K. In the initial state, the main phase of the EBAM Ti-6Al-4V alloy the samples was the  $\alpha$  phase, the second phases were  $\beta+\alpha''$ . The volume fraction of the  $\beta$  phase does not exceed 5%,  $\alpha''$  - 3%.

It was found that the new  $\alpha''$  phase was formed at the temperature of 1073 K due to the phase transition  $\alpha \rightarrow \alpha''$  (Fig.1). The  $\alpha''$  phase volume fraction increased as the heating temperature increased to the temperature of 1223 K and then decreased with a further increase of the temperature due to the  $\alpha'' \rightarrow \beta$  phase transition. The dependences of the lattice parameters of the  $\alpha$ ,  $\beta$  and  $\alpha''$  phases on the heating temperature were revealed. It was established that the crystal lattice of the  $\alpha$  phase was distorted during heating. The  $\alpha$  phase passed into the unstable state. An increase of the  $c/a$  parameters ratio was accompanied by the formation of the  $\alpha''$  and  $\beta$  phases.

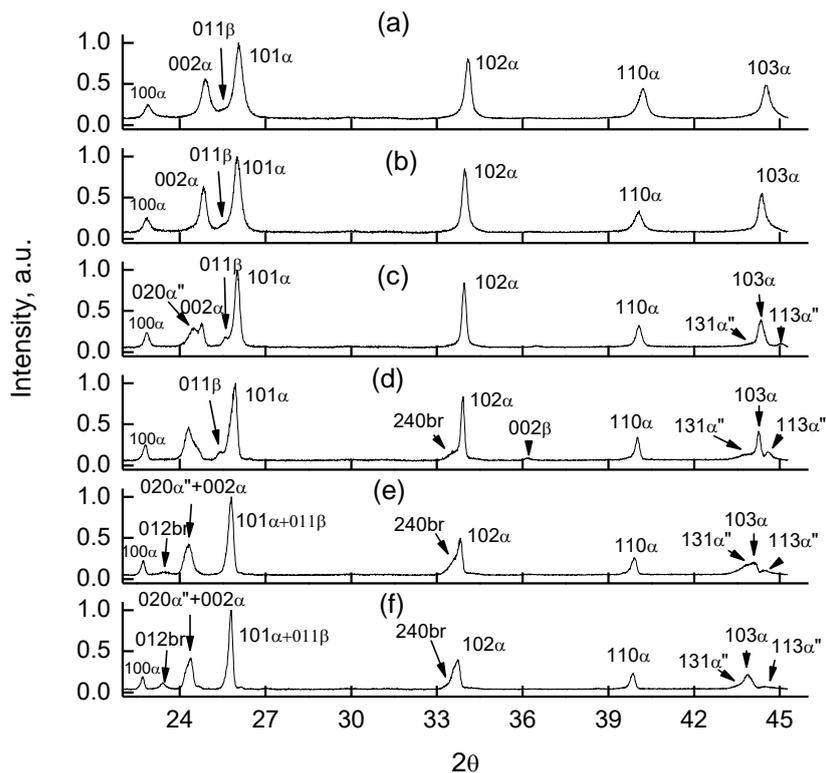


Fig.1. Sections of the synchrotron X-ray diffraction pattern of the Ti-6Al-4V alloy sample at different heating temperatures: 303K (a), 873K (b), 1073K(c), 1223K (d), 1323 K (e), 1373K (f)

*The work has been carried out under the financial support of the Russian Science Foundation (grant No.21-19-00795). The high temperature synchrotron X-ray diffraction investigations were done at the shared research center SSTRC on the basis of the Novosibirsk FEL at BINP SB RAS, Russia. The TEM investigations were conducted using the equipment of the Collective Using Center «Nanotech» of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*

## Содержание

### СЕКЦИЯ 1. ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД. МЕХАНИЗМЫ НЕЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБАХ

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИДРАТАЦИИ ПОРТЛАНДЦЕМЕНТА С  
РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВОДЫ

**Абзаев Ю.А., Коробков С.В., Старенченко В.А.** ..... 6

АНАЛОГИЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ НАЧАЛЬНЫХ УСЛОВИЙ ПРИРОДНЫХ И  
ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

**Берман А.Ф., Николайчук О.А.**..... 8

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ  
СТАЛЕЙ

**Борисова Ю.И., Борисов С.И., Ткачев Е.С., Пыдрин А.В., Гайдар С.М.,  
Кайбышев Р.О.** ..... 10

КЛАСТЕРНЫЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ,  
РЕГИСТРИРУЕМЫХ ПРИ ИЗГИБНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ СТЕКЛОПЛАСТИКА

**Брянский А.А., Башков О.В.**..... 11

ПРИМЕНЕНИЕ ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА СЛОЖНОГО СОСТАВА ДЛЯ  
ОГРАНИЧЕНИЯ ДИФфуЗИИ В РАЗНОРОДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ  
СОЕДИНЕНИЯХ МАТЕРИАЛОВ АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Витошкин И.Е., Маликов А.Г., Филиппов А.А.**..... 13

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ SiALON, ПОЛУЧЕННОГО С ПОМОЩЬЮ  
ЭНЕРГИИ НИЗКОТЕМПЕРАТНОЙ ПЛАЗМЫ

**Власов В.А., Клопотов А.А., Безухов К.А., Волокитин Г.Г., Саркисов Ю.С.,  
Какушкин Ю.А.**..... 15

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ Cr-  
Mn-N СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ И КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

**Власов И.В., Гоморова Ю.Ф., Дерюгин Е.Е., Наркевич Н.А.**..... 17

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ КЕРАМИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ НА ДЕФОРМАЦИЮ И  
РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Гатиятуллина Д.Д., Землянов А.В., Балохонов Р.Р.**..... 19

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ДИАГРАММУ НАГРУЖЕНИЯ  
ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ 60X24AG16

**Гоморова Ю.Ф., Власов И.В., Наркевич Н.А., Дерюгин Е.Е.**..... 20

ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ДЕФОРМАЦИОННОГО  
ПОВЕДЕНИЯ Al-Cu СПЛАВОВ

**Грачёва Н.А., Фомин Е.В., Майер А.Е.**..... 22

ТРЕХУРОВНЕВАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ  
СЛОЖНОГО ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ  
ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

**Грибов Д.С.**..... 23

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕОРИИ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ  
ТВЕРДОГО ТЕЛА

**Гриняев Ю.В.**..... 25

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
<b>Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю., Соколов П.С.</b> .....	27
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИТОВ АК5/UDIMET-500, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ДВУХПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИЕЙ	
<b>Добровольский А.Р., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю., Зыкова А.П., Москвичев Е.Н., Тарасов С.Ю.</b> .....	28
ЧИСЛЕННОЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ОТ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В АЛЬФА-ТИТАНЕ	
<b>Емельянова Е.С., Писарев М., Романова В.А.</b> .....	29
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЖИДКОСТЕЙ ДЛЯ ТЕХНОЛОГИИ ГИДРОРАЗРЫВА ПЛАСТА НА ОСНОВЕ ВЯЗКОУПРУГОГО ПАВ И ГУАРА	
<b>Ефремов Д.В., Банникова И.А., Баяндин Ю.В.</b> .....	30
ВЛИЯНИЕ УГЛА ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КАРБЕНИЗИРОВАННОГО НАНОСЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИУРЕТАНА	
<b>Иванов Я.Н., Чудинов В.С., Шардаков И.Н., Беляев А.Ю., Морозов И.А.</b> .....	32
ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВ YSZ И Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> НА ЗАВИСИМОСТЬ ζ-ПОТЕНЦИАЛА ОТ pH	
<b>Каспарян С.О., Казанцев С.О., Кульков С.Н.</b> .....	33
In situ ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ НА МАКРО- И МЕЗОУРОВНЯХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ПОМОЩИ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
<b>Клименов В.А., Клопотов А.А., Устинов А.М., Чумаевский А.В., Абзаев Ю.А., Колубаев Е.А., Волокитин Г.Г.</b> .....	34
ОТНОСИТЕЛЬНАЯ ЭНЕРГИЯ АНСАМБЛЕЙ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ТЕТРАГОНАЛЬНОМ ДИОКСИДЕ ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОМ ИТТРИЕМ	
<b>Козлова Т.В., Кузнецов П.В., Буяков А.С., Шляхова Г.В., Мировой Ю.А.</b> .....	36
ВЛИЯНИЕ УДАРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИТОВ	
<b>Красновейкин В.А., Дружинин Н.В.</b> .....	38
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРИКЛАЗА ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	
<b>Маевский К.К.</b> .....	40
АВТОСОЛИТОННАЯ КОНЦЕПЦИЯ СЕЙСМИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА	
<b>Макаров П.В.</b> .....	41
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВЕ Al <sub>86</sub> Ni <sub>2</sub> Co <sub>6</sub> Gd <sub>6</sub> ПРИ ЗАКАЛКЕ	
<b>Меньшикова С.Г., Щелкачев Н.М., Бражкин В.В.</b> .....	42
УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: ОБОРУДОВАНИЕ, РЕЖИМЫ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ	
<b>Назаров А.А., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Бачурин Д.В., Задорожный В.С.</b> .....	43

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО- И НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАЗМЕННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	
<b>Невский С.А., Коновалов С.В., Сарычев В.Д., Осинцев К.А., Громов В.Е.</b> .....	45
ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ CU НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	
<b>Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Колубаев Е.А.</b> .....	46
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРА ОГРАНИЧЕНИЯ РОСТА ЗЕРЕН В СПЛАВЕ VT6 ПРИ ДОБАВЛЕНИИ Cu	
<b>Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Воронцов А.В., Колубаев Е.А.</b> .....	47
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ	
<b>Новицкая О.С., Филиппов А.В., Лычагин Д.В.</b> .....	48
ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Co-Cr-Fe-Mn-Ni	
<b>Осинцев К.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Панченко И.А., Ефимов М.О., Пашкова Д.Д.</b> .....	50
ИЗМЕНЕНИЕ ПОДАТЛИВОСТИ БАЛКИ КВАДРАТНОГО СЕЧЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ 3-х ТОЧЕЧНЫМ ПРОГИБОМ	
<b>Пажин А.А., Дерюгин Е.Е., Еремин М.О.</b> .....	51
IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ Ti-6Al-4V ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ	
<b>Панин А.В., Перевалова О.Б., Казаченок М.С., Казанцева Л.А., Мартынов С.А., Святкин Л. А., Сыртанов М.С.</b> .....	53
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА 12X18H9T-25%БрАМц9-2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.</b> .....	54
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ЗОНЕ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАЗНОРОДНОЙ БРОФ6,5-0,15/Д16 ПРИ МНОГОПРОХОДНОЙ ОБРАБОТКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
<b>Панфилов А.О., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.</b> .....	56
АНАЛИЗ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ Cr-Ni-Ti ПОКРЫТИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	
<b>Пашкова Д.Д., Васильева А.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Панченко И.А.</b> .....	57
АТТЕСТАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЬФА-ТИТАНА	
<b>Писарев М., Емельянова Е.С., Романова В.А.</b> .....	58
УТОЧНЕННЫЙ АНАЛИЗ НЕЛИНЕЙНОСТИ ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА НА УЧАСТКАХ АКТИВНОГО И ПАССИВНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПОВТОРНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
<b>Северов П.Б.</b> .....	59
ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061-T6	
<b>Сергеев М.В., Балохонов Р.Р.</b> .....	61

МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ КВАЗИСТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	
<b>Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.</b> .....	62
ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АМГ5 С ВЕДЕННЫМ ПОРОШКОМ ВОЛЬФРАМАТА ЦИРКОНИЯ	
<b>Судариков А.В., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов П.С., Колубаев Е.А.</b> .....	64
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ $\Leftrightarrow$ КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	
<b>Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Рогачев С.О.</b> .....	65
ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НЕРАВНОВЕСНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	
<b>Суханов И.И.</b> .....	66
ИДЕНТИФИКАЦИЯ АВТОВОЛН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АКУСТОПОВРЕЖДЕННОСТИ	
<b>Третьяков Д.А., Беляев А.К., Назаренко И.И.</b> .....	67
ФОРМИРОВАНИЕ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ В ЭЛЕКТРОЛИТЕ С МИКРОЧАСТИЦАМИ НА РАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОДЛОЖКАХ	
<b>Угодчикова А.В., Седельникова М.Б., Толкачева Т.В., Шаркеев Ю.П.</b> .....	69
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК SLM-ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ОТ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДА БОРА	
<b>Филиппов А.А., Голышев А.А., Маликов А.Г., Фомин В.М.</b> .....	71
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АКТИВИРОВАННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЯХ CrN/ZrN С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСТОЧНИКА СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	
<b>Филиппов А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Новицкая О.С.</b> .....	73
ПОВЕДЕНИЕ ТРОЙНЫХ ТОЧЕК ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОЦЕССЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК МЕТАЛЛАХ	
<b>Фомин Е.В., Майер А.Е.</b> .....	74
НЕЛИНЕЙНАЯ МОДЕЛЬ СДВИГОВОГО ТЕЧЕНИЯ ТИКСОТРОПНЫХ ВЯЗКОУПРУГОПЛАСТИЧНЫХ СРЕД, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ПРОЦЕССА ДЕФОРМИРОВАНИЯ, И ЕЁ АНАЛИЗ	
<b>Хохлов А.В., Гулин В.В., Столин А.М.</b> .....	76
АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА УПРУГОГО ТЕЛА С ИДЕАЛЬНОЙ ЖИДКОСТЬЮ	
<b>Чертова Н.В.</b> .....	78
ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА И ЛОКАЛЬНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	
<b>Шахиджанов В.С., Романова В.А.</b> .....	80
МНОГОУРОВНЕВАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ: МОДИФИКАЦИЯ ДЛЯ УЧЕТА ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК И ИЗМЕНЕНИЯ ТЕКУЩИХ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ	
<b>Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Трусов П.В., Вшивкова А.А.</b> .....	81

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Ta-Si-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ  
Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д. .... 83

ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ И МЕЗОМЕХАНИЧЕСКИЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ СПЕЧЁННОГО КАРБИДА ЦИРКОНИЯ  
Шулёпов И.А., Дедова Е.С., Бурлаченко А.Г., Буякова С.П. .... 85

## **СЕКЦИЯ 2. ФИЗИКА ПЛАСТИЧНОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ. ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ**

НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА  
Аглетдинов Э.А., Наймарк О.Б. .... 88

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164 ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК  
Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Ким А.В., Алмаева К.В., Круковский К.В. .... 90

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ  
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С. .... 91

СТРУКТУРА СПЛАВА Al-10Si-2Cu, РАЗРУШЕННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ  
Аксёнова К.В., Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Устинов А.М., Якупов Д.Ф. .... 93

ВЛИЯНИЕ ПРИСУТСТВИЯ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА В КОНТАКТНОМ ПРОСТРАНСТВЕ НА ХАРАКТЕР СУХОГО СКОЛЬЖЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА  
Алеутдинова М.И., Фадин В.В. .... 95

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ 12% ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823  
Алмаева К.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Линник В.В. .... 96

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ FeMnCrNiCo(N)  
Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Нифонтов А.С., Гуртова Д.Ю., Астапов Д.О. .... 98

ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ  
Банников М.В., Саженок Н.А., Балакирев А.А., Баяндин Ю.В., Никитюк А.С., Уваров С.В., Наймарк О.Б. .... 99

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1163 С МДО-ПОКРЫТИЕМ  
Бао Ф., Башкова Т.И., Люй Л. .... 101

СТАДИЙНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ КРИВЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА TiNi  
Битгер С.М., Жеронкина К.А., Полетика Т.М., Гирсова С.Л. .... 103

АНОМАЛЬНЫЙ ЭФФЕКТ  $V_2 \leftrightarrow R$  ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti – 50.9 АТ.%Ni  
Битгер С.М., Жеронкина К.А., Полетика Т.М., Гирсова С.Л. .... 104

ОЦЕНКА УСТАЛОСТИ ПОЛИИМИДА ПО ПАРАМЕТРАМ ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА И РАЗЛИЧНЫХ УРОВНЯХ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК	
<b>Богданов А.А., Панин С.В., Любутин П.С., Еремин А.В., Буслович Д.Г., Бяков А.В.</b> ....	105
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0.2–0.3 % ВЕС.	
<b>Борисов С.И., Ткачев Е.С., Борисова Ю.И., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.</b> .....	107
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ	
<b>Брусенцева Т.А., Лукин С.Э.</b> .....	109
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
<b>Буякова С.П., Каюров К.Н., Баранникова С.А.</b> .....	110
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА	
<b>Ван Дакунь, Бурлаченко А.Г., Дедова Е.С., Буякова С.П.</b> .....	111
РАЗРАБОТКА КОНТИНУАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	
<b>Воронин Д.С., Майер А.Е.</b> .....	113
МОДЕЛЬ МАТЕРИАЛА, КРИВАЯ ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОТОРОГО ИМЕЕТ УЧАСТОК ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ	
<b>Головина Н.Я.</b> .....	114
СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОЛЗУЧЕСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ	
<b>Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Найденкин Е.В., Забудченко О.В., Степанова Е.Н.</b> ....	116
ГРАДИЕНТЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ УЛЬТРАДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	
<b>Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Кормышев В.Е.</b> .....	117
О ТЕМПЕРАТУРНОМ ВЛИЯНИИ НА ДЕФОРМАЦИЮ ЛЮДЕРСА В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ	
<b>Данилов В.И., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В.</b> .....	119
ДЕФОРМАЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ И ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ ПОЛОС ЛЮДЕРСА В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ И КОМНАТНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	
<b>Данилова Л.В., Горбатенко В.В., Бочкарёва А.В., Данилов В.И.</b> .....	121
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫЕХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ СИСТЕМ	
<b>Дитенберг И.А. Тюменцев А.Н. Смирнов И.В., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Чернов В.М., Потапенко М.М.</b> .....	123
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	
<b>Дудко В.А., Юзбекова Д.Ю., Гайдар С.М., Ветрова С.М., Кайбышев Р.О.</b> .....	124
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЁХКОМПОНЕНТНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ НА TiNi-ПОДЛОЖКЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ СПОСОБОМ	
<b>Дьяченко Ф.А., Семин В.О., Яковлев Е.В., Атовуллаева А.А., Мейснер Л.Л.</b> .....	125

ЛОКАЛИЗАЦИЯ РАЗРУШЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВА Д16, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
<b>Елисеев А.А.</b> .....	126
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УДАРНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ И АРАМИДНЫМИ ВОЛОКНАМИ	
<b>Еремин А.В., Бурков М.В., Любутин П.С., Кононова А.А.</b> .....	127
STRAIN GLASS ПРЕВРАЩЕНИЕ В ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ TiNi	
<b>Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b> .....	129
РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ДЕГРАДАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 26ХФМА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР	
<b>Задворкин С.М., Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю.</b> .....	131
ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ПЛАСТИНЫ С УЧЁТОМ ВАРИАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И НАГРУЗКИ	
<b>Зацаринный В.В.</b> .....	133
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ РАССЛОЕНИЯ ОТВЕРЖДЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ СВЧ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ	
<b>Злобина И.В., Бекренев Н.В., Кузнецов Д.И.</b> .....	135
ПРОЦЕСС МАКРОЛОКАЛИЗОВАННОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ: ПАТТЕРН И АВТОВОЛНЫ	
<b>Зуев Л.Б.</b> .....	137
ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ	
<b>Исхакова П. В., Баранникова С. А.</b> .....	139
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛ-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
<b>Каманцев И.С., Швейкин В.П., Маргамов И.Г.</b> .....	140
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ СПЛАВА ВТ6 (Ti-6Al-4V)	
<b>Капустин В.И., Захарченко К.В., Черепанова В.К.</b> .....	142
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В РЕАКТОРНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ЭК-164 ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ И ТЕПЛОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
<b>Ким А.В., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю.</b> .....	144
МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА Cr <sub>20</sub> Fe <sub>20</sub> Mn <sub>20</sub> Co <sub>35</sub> Ni <sub>5</sub>	
<b>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Сараева А.А., Победенная З.В., Выродова А.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен Д.А.</b> .....	145
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МИКРО- И МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	
<b>Колосов С.В., Исхакова П.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.</b> .....	146
ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	
<b>Колосов С.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В., Никонова А.М., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.</b> .....	147

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ЛЕДОВЫХ СТРУКТУР С УЧЕТОМ ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА <b>Конов Д.С., Муратов М.В., Гусева Е.К., Петров И.Б.</b> .....	148
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВОЛОКНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ УГЛЕКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК <b>Космачев П.В.</b> .....	150
АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЯ ИМПЛАТАТА ИЗ СТАЛИ 316L, ИЗГОТОВЛЕННОГО АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ <b>Коэмец Ю.Н., Казанцева Н.В., Кузнецов В.П., Карабаналов М.С., Коэмец О.А., Еманов А.А.</b> .....	151
ДЕФОРМАЦИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СВС КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Cu-Ti-C-B В НЕСТАЦИОНАРНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ <b>Крючков Д.И., Пугачева Н.Б.</b> .....	153
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В [001] <sub>L21</sub> -МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni <sub>48</sub> Fe <sub>19</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub> <b>Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b> .....	155
ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ ПРЯМАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ <b>Курмоярцева К.А., Котельникова Н.В., Князев Н.А.</b> .....	157
ДИНАМИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ И МАШИННОЕ ОБУЧЕНИЕ <b>Латыпов Ф.Т., Майер А.Е., Фомин Е.В., Красников В.С.</b> .....	159
К ВОПРОСУ О КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ <b>Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.</b> .....	160
ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В ПРОТОЧНОМ СВИНЦОВОМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 <b>Линник В.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Аккузин С.А.</b> .....	161
НОВАЯ МАЛОАКТИВИРУЕМАЯ ХРОМОМАРГАНЦЕВАЯ АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ <b>Литовченко И.Ю., Чернов В.М., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Алмаева К.В., Ким А.В., Линник В.В., Москвичев Е.Н.</b> .....	163
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi <b>Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Гусаренко А.А., Гирсова Н.В., Бобров Д.И., Кашина О.Н.</b> .....	164
МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ МЕЗО-МАКРОРАЗРУШЕНИЙ ПО ПАРАМЕТРАМ ПОВЕРХНОСТНЫХ РАЗНООРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН <b>Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.</b> .....	165
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА AMr6 <b>Мишин И.П., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Забудченко О.В., Асанова Г.Т.</b> .....	166

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С 0,34%С	
<b>Мишнев Р.В., Борисова Ю.И., Дидманидзе О.Н., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.</b> .....	167
ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ОБЪЕМЕ НЕТКАНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В ВОДНОЙ СРЕДЕ	
<b>Мороков Е.С., Храмцова Е.А., Антипова К.Г., Крашенинников С.В., Луканина К.И., Григорьев Т.Е.</b> .....	168
ПРОЦЕССЫ МНОГОМАСШТАБНОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ЗАГОТОВОК ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ВЫПОЛНЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ	
<b>Муравьев В.И., Бахматов П.В., Григорьев В.В.</b> .....	169
ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И ХРУПКОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ TiNi И TiFe С ПОМОЩЬЮ КРИТЕРИЕВ ПЕТТИФОРА И ПЬЮ	
<b>Муслов С.А., Сухочев П.Ю.</b> .....	171
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТАДИЙНОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	
<b>Надежкин М.В., Баранникова С.А., Чалов Д.Д., Зуев Л.Б.</b> .....	173
ПАРАМЕТРЫ МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В АЛЮМИНИИ В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ	
<b>Надежкин М.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.</b> .....	174
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НОРМАЛИЗАЦИИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ	
<b>Никитин И.С., Федосеева А.Э.</b> .....	175
ДОЛГОВЕЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ	
<b>Оборин В.А., Банников М.В., Соковиков М.А., Ледон Д.Р., Наймарк О.Б.</b> .....	177
ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni <sub>54</sub> Fe <sub>19</sub> Ga <sub>27</sub>	
<b>Панченко Е.Ю., Янушоните Э. И., Ефтифеева А.С., Тохметова А.Б., Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Курлевская И.Д., Чумляков Ю.И.</b> .....	178
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Fe <sub>20</sub> Mn <sub>20</sub> Cr <sub>20</sub> Ni <sub>20</sub> Co <sub>20-x</sub> N <sub>x</sub> (x=0,8 и 1,4 ат. %)	
<b>Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Нифонтов А.С., Гуртова Д.Ю.</b> .....	180
СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	
<b>Перовская М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.</b> .....	182
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ОБЛАСТИ ЕЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РЕЖИМА ОБРАБОТКИ	
<b>Полехина Н.А., Линник В.В., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</b> .....	183

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В СТАЛИ ГАДФИЛЬДА 110Г13	
<b>Попова Н.А., Клопотов А.А., Никоненко Е.Л., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Таюкин Г.И., Волокитин Г.Г.</b> .....	185
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОНОЛИТНЫХ СВС-КОМПОЗИТОВ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ	
<b>Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Сенаева Е.И.</b> .....	186
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА ВТ35 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ	
<b>Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.</b> .....	188
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ УГЛЕРОДА НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo	
<b>Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Астапов Д.О.</b> .....	189
К РАСПРЕДЕЛЕНИЮ КЛАССА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАВНОВЕСНОЙ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПО ДИАМЕТРАМ ЗЕРЕН: ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ	
<b>Решетняк А.А., Шамшутдинова В.В.</b> .....	191
СОУДАРЕНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРОВ С ЖЕСТКОЙ СТЕНКОЙ: ЭКСПЕРИМЕНТ, МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ И 3D SPH МОДЕЛИРОВАНИЕ	
<b>Родионов Е.С., Лупанов В.Г., Грачёва Н.А., Майер П.Н., Майер А.Е.</b> .....	193
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА И ФОРМЫ ПОРООБРАЗОВАТЕЛЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ	
<b>Сенькина Е.И., Буяков А.С., Ложкомоев А.С.</b> .....	195
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V-Cr-W-Zr	
<b>Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.</b> .....	197
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТ САМООРГАНИЗОВАННОГО ПОВЕДЕНИЯ АНСАМБЛЕЙ МЕЗОДЕФЕКТОВ	
<b>Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.</b> .....	198
УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ДЕФОРМИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ПРИ РАЗНОЙ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ И ЧАСТОТЕ НАГРУЖЕНИЯ	
<b>Солдатенков А.П., Найденкин Е.В., Панин С.В., Шаняевский А.А., Мишин И.П., Ерёмин А.В., Богданов А.А.</b> .....	200
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ	
<b>Старикова У.С., Соболева Н.Н., Макаров А.В., Харанжевский Е.В.</b> .....	202
ИНДУЦИРОВАНИЕ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiTiHf ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	
<b>Тагильцев А.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Марченко Е.С.</b> .....	203

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА НА МЕДНОЙ ПОДЛОЖКЕ	
<b>Терюкалова Н.В., Новицкая О.С., Сизова О.В., Леонов А.А., Денисова Ю.А.</b> .....	205
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗВИТИЯ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo	
<b>Тимофеева Е.Е., Тохметова А.Б., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Тагильцев А.И., Янушоните Э.И., Жердева М.В., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b> .....	207
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ ПО СХЕМЕ КОНФОРМ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПРОКАТКОЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr	
<b>Ткачев М.С., Бодякова А.И.</b> .....	209
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ИСХОДНОГО АУСТЕНИТНОГО ЗЕРНА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ	
<b>Ткачѐв Е.С., Борисова Ю.И.</b> .....	211
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА	
<b>Ткачѐв Е.С., Борисова Ю.И.</b> .....	213
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0.2–0.3 ВЕС.%	
<b>Ткачѐв Е.С., Борисов С.И., Борисова Ю.И., Пикина А.М., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.</b> .....	215
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ТИПА 40X13	
<b>Торганчук В.И., Долженко П.Д., Беляков А.Н., Половнева Л.В., Кайбышев Р.О.</b> .....	217
ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni <sub>49</sub> Fe <sub>18</sub> Ga <sub>27</sub> Co <sub>6</sub>	
<b>Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b> .....	218
МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СВОЙСТВ НАГРУЖАЮЩЕЙ СИСТЕМЫ	
<b>Третьякова Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э.</b> .....	219
ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ВОКРУГ ПРОТЯЖЕННЫХ ВЫРАБОТОК ПРИ РАЗВИТИИ ОЧИСТНЫХ ГОРНЫХ РАБОТ	
<b>Трофимов В.А., Шиповский И.Е.</b> .....	221
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКОМПЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ In-Sn-O НА СТЕКЛЕ С ЦЕЛЬЮ УМЕНЬШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЛОКАЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ УДАРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ГИПЕРСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ	
<b>Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Стужук В.В., Нейфельд В.В.</b> .....	223
ОБРАТИМЫЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И УДАРНЫХ НАГРУЗОК	
<b>Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Чернов В.М.</b> .....	225

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СПОСОБА ДЕФОРМАЦИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ С ПОВЕРХНОСТНЫМ ОКСИДНЫМ СЛОЕМ	
<b>Фаткуллин И.Д., Ефтифеева А.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b> .....	227
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650°C	
<b>Федосеева А.Э.</b> .....	229
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ ЛУЧЕВОЙ СТЕРИЛИЗАЦИИ	
<b>Филиппова Е.О.</b> .....	231
НЕАДИАБАТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ АТОМОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДОКРИТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ В ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	
<b>Хон Ю.А.</b> .....	232
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ФТОРОПЛАСТА-4 И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ	
<b>Хохлов А.В., Бабайцев А.В., Гулин В.В., Вотинова О.С., Тарасова П.Н., Ушканов А.А.</b> .....	234
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ $TiZrHfNiCuCo$	
<b>Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Выродова А.В., Сараева А.А., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Кириллов В.А.</b> .....	236
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА $TiNi$ С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ	
<b>Чуракова А.А., Каюмова Э.М., Мызгина М.А.</b> .....	237
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $TiNiNb$ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
<b>Чуракова А.А., Мызгина М.А.</b> .....	238
ВОЛНОВОЙ ПРОЦЕСС ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЙ МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ	
<b>Шанявский А.А., Никитин А.Д., Солдатенков А.П.</b> .....	239
ВЛИЯНИЕ РЕАКЦИОННОЙ СРЕДЫ СИНТЕЗА НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА	
<b>Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.</b> .....	241
РАЗРУШЕНИЕ ПАРАМАГНЕТИКОВ В УСЛОВИЯХ УСТАЛОСТИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ 0,3 ТЛ	
<b>Шляров В.В., Аксенова К.В., Серебрякова А.А., Загуляев Д.В.</b> .....	243
ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА $Al-20\%Si$ ПОСЛЕ ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКИ	
<b>Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е., Прудников А.Н.</b> .....	245
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ МЕТОДОМ КАРТИРОВАНИЯ	
<b>Шляхова Г.В., Надежкин М.В., Баранникова С.А., Зувев Л.Б.</b> .....	247
ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ТРЕХТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ	
<b>Шупик П.А., Филиппов А.А.</b> .....	248

EFFECT OF 3%-STRETCHING PRIOR TO PEAK-AGING ON THE LOW-CYCLIC FATIGUE (LCF) BEHAVIOR OF AN Al-Cu-Mg-Ag ALLOY <b>Gazizov M.R., Gazizova M.Yu, Kaibyshev R.O.</b> .....	250
TOWARDS OPTIMIZATION OF DISSIMILAR FRICTION-STIR WELDING OF ALUMINUM AND TITANIUM <b>Kalinenko A., Dolzhenko P., Malopheyev S., Mironov S.</b> .....	252
TRIPLY PERIODIC MINIMAL SURFACES BASED POROUS METAMATERIALS MANUFACTURED BY ELECTRON BEAM MELTING <b>Khrapov D., Koptuyug A., Mishurova T., Evsevleev S., Meinel D., Bruno G., Surmenev R., Surmeneva M.</b> .....	253
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AL5NB24TI40V5ZR26 ALLOY-BASED COMPOSITES, REINFORCED WITH BORIDE FIBERS <b>Ozerov M.S., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V.</b> .....	255
INTERSTITIAL HIGH ENTROPY ALLOYS WITH FCC STRUCTURE FOR CRYOGENIC APPLICATIONS <b>Stepanov N.D., Semenyuk A.O., Shaysultanov D.G., Klimova M.V., Zherebtsov S.V.</b> .....	257
MICROSTRUCTURAL PECULIARITIES IN 316L-TYPE STEEL SUBJECTED TO PRIMARY RECRYSTALLIZATION FOLLOWING SMALL DEFORMATION <b>Tikhonova M., Dolzhenko P., Belyakov A.</b> .....	258
MICROSTRUCTURE AND TENSILE PROPERTIES OF TiNbZr ALLOY-BASED COMPOSITES, REINFORCED WITH BORIDES <b>Zherebtsov S.V., Ozerov M.S., Stepanov N.D.</b> .....	260
 <b>СЕКЦИЯ 3. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД НА РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ И ВРЕМЕННЫХ МАСШТАБАХ. КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН СТРУКТУРЫ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ СВОЙСТВ</b>	
РАЗРАБОТКА НОВОГО ПОДХОДА К РАЗБИЕНИЮ ОБЛАСТИ РЕШЕНИЯ И УЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ПРИ РАСЧЕТЕ ТЕКСТУРЫ С ПОМОЩЬЮ CPFEM <b>Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Коновалов С.В., Беглов Э.Д., Чинов В.Ю.</b> .....	263
АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ГЕОЛОГИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ НА ТЕРРИТОРИИ СИБИРСКОГО КРАТОНА <b>Ахметов А.Ж.</b> .....	265
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ КИНЕМАТИКИ РАЗЛОМОВ В ОСАДОЧНОМ ЧЕХЛЕ ПРИ ГОРИЗОНТАЛЬНОМ СДВИГЕ В ОСНОВАНИИ <b>Бакеев Р.А., Стефанов Ю.П.</b> .....	266
АБСОРБЦИЯ КИСЛОРОДА В ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ Ti-Al <b>Бакулин А.В., Чумакова Л.С., Кулькова С.Е.</b> .....	267
ВЛИЯНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ <b>Балохонов Р.Р., Романова В.А.</b> .....	269
АНАЛИЗ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИТЕ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОМОГРАФИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕНЗОРА СТРУКТУРЫ <b>Банников М.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б., Прууэл Э.Р., Купер К.Э.</b> .....	271

ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ СДВИГУ $\Theta'$ -ФАЗЫ В Al-Cu СПЛАВЕ	
<b>Безбородова П.А., Красников В.С., Майер А.Е.</b> .....	273
ПОЛЯРИТОННАЯ ФИЗИКОХИМИЯ МЕЗОУРОВНЯ КВАНТОВЫХ НАНОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ	
<b>Безносок С.А., Маслова О.А., Жуковский М.С.</b> .....	274
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В АДДИТИВНОМ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВОМ СПЛАВЕ НА УРОВНЕ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ	
<b>Бородина А.А., Дымнич Е.М., Романова В.А.</b> .....	275
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ КРИСТАЛЛОВ МЕДИ С ДИСЛОКАЦИЯМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	
<b>Брюханов И.А.</b> .....	276
РАЗРЫВНЫЙ МЕТОД СПЕКТРАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ПРОЧНОСТНОГО АНАЛИЗА НА КРИВОЛИНЕЙНЫХ НЕКОНФОРМНЫХ СЕТКАХ	
<b>Вершинин А.В., Коновалов Д.А., Кукушкин А.В., Левин В.А.</b> .....	277
СПОСОБ ЧИСЛЕННОЙ ОЦЕНКИ БИОМЕХАНИЧЕСКОЙ СОВМЕСТИМОСТИ МЕТАЛЛОТРИКОТАЖА ИЗ СВЕРХЭЛАСТИЧНОЙ TiNi ПРОВОЛОКИИ МЯГКИХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ	
<b>Ветрова А.В., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.</b> .....	279
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МОДЕЛИРОВАНИЕМ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	
<b>Гостевская А.Н., Маркидонов А.В., Громов В.Е., Старостенков М.Д.</b> .....	281
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ $Ti_xAl_{1-x}N$	
<b>Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Шугуров А.Р.</b> .....	283
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ОБЪЯСНЕНИЯ ИХ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ	
<b>Дроздова А.К., Квеглис Л.И., Нявро А.В., Олехнович А.И., Черепанов В.Н., Носков Ф.М., Сапрыкин Д.Н., Бектасова Г.С.</b> .....	284
МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ТРАНСФОРМАЦИОННОГО ПЕРЕХОДА В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ	
<b>Евтушенко Е.П., Балохонов Р.Р.</b> .....	285
ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА УСТОЙЧИВОСТИ ОХРАННЫХ ЦЕЛИКОВ ПРИ ОТРАБОТКЕ СМЕЖНЫХ ВЫЕМОЧНЫХ СТОЛБОВ НАКЛОННОГО ПЛАСТА	
<b>Еремин М.О., <sup>1</sup>Перышкин А.Ю., Павлова Л.Д., Фрянов В.Н.</b> .....	286
РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ МОДЕЛИ ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА	
<b>Еремина Г.М., Смолин А.Ю.</b> .....	287
РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ МОДЕЛИ ТАЗОБЕДРЕННОГО СУСТАВА	
<b>Еремина Г.М., Смолин А.Ю.</b> .....	289
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ХРУПКОГО ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ МНОГООСЕВОГО НАГРУЖЕНИЯ	
<b>Заболотский А.В., Хадыев В.Т., Турчин М.Ю., Мигашкин А.О.</b> .....	291

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ	
<b>Землянов А.В., Балохонов Р.Р.</b> .....	293
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ В $ZrO_2$ В УСЛОВИЯХ ДИАМЕТРАЛЬНОГО СЖАТИЯ	
<b>Зими́на В.А., Смолин И.Ю.</b> .....	294
МЕХАНИЗМЫ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ И ПЕРЕСТРОЙКИ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В МНОГОФАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С ГРАДИЕНТНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРЕН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
<b>Зольников К.П., Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Ахметов А.Ж.</b> .....	295
СИНТЕЗ КОМПОЗИТА С УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ И СОПУТСТВУЮЩИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ	
<b>Князева А.Г., Крюкова О.Н., Анисимова М.А.</b> .....	297
МОДЕЛИРОВАНИЕ КОАЛЕСЦЕНЦИИ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАСШИРЕННОЙ СТАТИСТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	
<b>Кондратьев Н.С., Подседерцев А.Н., Балдин М.Н.</b> .....	298
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА $C_8H_{10}O_2$	
<b>Корабельников Д.В., Федоров И.А.</b> .....	299
ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ К ТЕПЛОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	
<b>Коростелев С.Ю., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю.</b> .....	300
АДСОРБЦИЯ КРЕМНИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ (111) СОЕДИНЕНИЙ $TiN$ , $AlN$ И $TaN$	
<b>Коротеев Ю.М., Огнев С.О., Святкин Л.А.</b> .....	302
МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ И МАГНИЕМ	
<b>Красников В.С., Майер А.Е., Фомин Е.В., Погорелко В.В., Безбородова П.А., Латыпов Ф.Т., Эбель А.А.</b> .....	304
АНИЗОТРОПИЯ ТЕПЛОВОЙ ЧАСТИ УРАВНЕНИЯ СОСТОЯНИЯ	
<b>Кривошеина М.Н., Туч Е.В.</b> .....	305
АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ХРУПКОГО И ВЯЗКОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В БИКРИСТАЛЛАХ ОЦК ЖЕЛЕЗА И ГЦК АЛЮМИНИЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ	
<b>Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.</b> .....	306
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ГЕОСРЕДЫ СО СТРУКТУРНЫМ ПАРАМЕТРОМ И АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МАССИВЕ ГОРНЫХ ПОРОД	
<b>Лавриков С.В., Микенина О.А.</b> .....	307
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ КОСТНЫХ ТКАНЕЙ НА ВЕЛИЧИНУ УПРУГОГО МОДУЛЯ И ПРОЧНОСТИ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ТРЕХТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ	
<b>Лапшина А.А., Еремина Г.М., Шилько Е.В.</b> .....	309
О ПРИМЕРЕ ВАЛИДАЦИИ ПАКЕТА ФИДЕСИС С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АНАЛИТИЧЕСКОГО РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О КОНЕЧНОЙ РАДИАЛЬНО-СИММЕТРИЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛОЙ СФЕРЫ ИЗ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	
<b>Левин В.А., Зингерман К.М., Вершинин А.В., Подладчиков Ю.Ю.</b> .....	311

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ ЛАЗЕРОМ <b>Ледон Д.Р., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.</b> .....	313
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ УРАВНЕНИЙ ГЦК МЕТАЛЛОВ <b>Майер А.Е., Фомин Е.В., Леканов М.В., Грачёва Н.А., Красников В.С., Погорелко В.В., Латыпов Ф.Т.</b> .....	315
ХАРАКТЕРИСТИКА ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР С ПОМОЩЬЮ КОРРЕЛЯЦИОННЫХ ФУНКЦИЙ <b>Максимов П.В., Смолин А.Ю.</b> .....	316
ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ТВЕРДОСТЬ ДВОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ <b>Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.</b> .....	318
РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННЫХ МОДЕЛЕЙ МАТЕРИАЛОВ ЭНДОПРОТЕЗА ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА <b>Мартышина И.П., Еремина Г.М., Милейкин Д.А., Смолин А.Ю.</b> .....	320
АНАЛИЗ ФАКТОРОВ КАЧЕСТВА ДЛЯ ПЬЕЗОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ ИЗ ПОРИСТОЙ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ <b>Наседкин А.В., Нассар М.Э.</b> .....	322
КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ РАСЧЕТ ДИСКОВОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ С ТАРЕЛКООБРАЗНЫМИ НАКЛАДКАМИ В АКУСТИЧЕСКОЙ СРЕДЕ <b>Наседкин А.В., Наседкина А.А.</b> .....	324
ФОРМИРОВАНИЕ КОНТАКТНЫХ ПЯТЕН НА ГРАНИЦЕ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ <b>Начев В.А., Остапчук А.А.</b> .....	326
СТАТИЧЕСКОЕ СМЕЩЕНИЕ В КОНТАКТНЫХ ЗАДАЧАХ ДЛЯ АНИЗОТРОПНОЙ СРЕДЫ КАК ПРЕДЕЛЬНЫЙ СЛУЧАЙ РЕШЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ ЗАДАЧИ <b>Немирович-Данченко М.М., Худорожко И.Н.</b> .....	328
МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ <b>Нехорошева О.А., Зиновьева О.С., Романова В.А.</b> .....	330
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Cu-Al КРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ОГРАНИЧЕНИЯ СДВИГА <b>Никонов А.Ю., Лычагин Д.В., Новицкая О.С., Бибко А.А.</b> .....	332
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ РАСЧЁТ ПАРАМЕТРОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЗОМАСШТАБНЫХ ЧАСТИЦ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ <b>Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.</b> .....	334
МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ ПРЯМОГО НАПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПРОВОЛОКИ <b>Няшина Н. Д.</b> .....	335
РАЗРАБОТКА ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ОСНОВЕ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ ДЛЯ Al-Cu СПЛАВОВ <b>Панченко Б.А., Майер А.Е.</b> .....	337
МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА ПОТОКОМ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ С УЧЕТОМ ОБРАЗОВАНИЯ НОВОЙ ФАЗЫ <b>Парфенова Е.С., Князева А.Г.</b> .....	338

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ МАТЕРИАЛА В УДАРНО-ВОЛНОВЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАХ С ПОМОЩЬЮ ИСКУССТВЕННОЙ НЕЙРОННОЙ СЕТИ	
<b>Погорелко В.В., Майер А.Е., Фомин Е.В., Федоров Е.В.</b> .....	340
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ ПОГРАНИЧНОГО СЛОЯ В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ ДЛЯ ПРЕДСКАЗАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ	
<b>Полянский В.А., Полянский А.М., Седова Ю.С., Яковлев Ю.А.</b> .....	341
РАСЧЕТ НА ИЗГИБ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ С ГРАДИЕНТОМ ПРОЧНОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ	
<b>Пронина Ю.Г., Пегливанова М.М.</b> .....	342
УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ СИСТЕМ ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛ-ГИДРИДОВ	
<b>Пушилина Н.С., Кудияров В.Н., Курдюмов Н., Эльман Р.Р.</b> .....	344
ОПТИМИЗАЦИЯ АЛГОРИТМА РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	
<b>Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Вик К.В.</b> .....	346
РАЗРУШЕНИЕ ОРТОТРОПНОГО КОМПОЗИТА В ВОЛНАХ СЖАТИЯ И РАЗГРУЗКИ	
<b>Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П.</b> .....	348
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ И КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА ПРОЦЕСС ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ УДЛИНЕННЫХ СТАЛЬНЫХ И ТЯЖЕЛОСПЛАВНЫХ СТЕРЖНЕЙ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ПРЕГРАДАМИ	
<b>Радченко П.А., Радченко А.В., Батуев С.П.</b> .....	349
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АНОДНОГО БЛОКА ЭЛЕКТРОЛИЗЁРА ПРИ НАГРЕВЕ	
<b>Радченко П.А., Радченко А.В., Батуев С.П.</b> .....	351
ДВУХУРОВНЕВАЯ КОНСТИТУТИВНАЯ МОДЕЛЬ С ИНТЕГРИРОВАННОЙ ЕТМВ ПОДМОДЕЛЬЮ: НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ	
<b>Романов К.А., Швейкин А.И., Трусов П.В., Полуянов А.О.</b> .....	353
МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗГОТОВЛЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ	
<b>Романова В.А., Балохонов Р.Р., Зиновьева О.С.</b> .....	355
ВЛИЯНИЕ ИОНА ЦИНКА НА ПЕРЕНОС ЭЛЕКТРОНА В СИСТЕМЕ КИСЛОРОД-СУПЕРОКСИДДИСМУТАЗА	
<b>Рябых А.В., Маслова О.А., Безносюк С.А.</b> .....	357
ПОЛНОВОЛНОВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В СРЕДАХ С МЕЗОСКОПИЧЕСКИМИ ТРЕЩИНАМИ БЕЗМАТРИЧНЫМ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ	
<b>Сабинин Г.В., Мокин А.К., Вершинин А.В., Чичинина Т.И.</b> .....	359
МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИЙ	
<b>Смирнов А.С., Коновалов А.В., Смирнова Е.О., Канакин В.С., Спирина И.А.</b> .....	361
ЧИСЛЕННОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ БРОНЗЫ НА ОСОБЕННОСТИ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ	
<b>Смолин А.Ю., Еремина Г.М.</b> .....	362

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТНОМ ДИСКЕ	
<b>Смолин И.Ю., Зимина В.А.</b> .....	363
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПУРИНА	
<b>Федоров И.А., Корабельников Д.В.</b> .....	364
РАСЧЕТЫ КОЭФФИЦИЕНТОВ ДИФФУЗИИ В ДВУХФАЗНОЙ СИСТЕМЕ ПАР - ЖИДКОСТЬ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	
<b>Харламов Г.В.</b> .....	365
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ В РАМКАХ ТРЕХ-УРОВНЕВОЙ МОДЕЛИ	
<b>Чечулина Е.А., Грибов Д.С., Попов Ф.С.</b> .....	367
КОНЕЧНО-РАЗНОСТНЫЙ АНАЛИЗ СТАДИИ ПЛОЩАДКИ ТЕКУЧЕСТИ И ПОЗДНИХ СТАДИЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С УЧЕТОМ МИКРОСТРУКТУРЫ	
<b>Чирков А., Ерёмин М.О.</b> .....	369
ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА АДСОРБЦИЮ КИСЛОРОДА НА ПОВЕРХНОСТИ СИЛИЦИДА ТИТАНА $Ti_5Si_3$	
<b>Чумакова Л.С., Бакулин А.В., Елфимов Б.М., Кулькова С.Е.</b> .....	371
РАЗРАБОТКА МЕЗОМАСШТАБНОЙ МОДЕЛИ ОГНЕУПОРОВ НА ОСНОВЕ $SiO_2$ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	
<b>Шилько Е.В., Григорьев А.С., Дмитриев А.И., Заболотский А.В., Андреев К.П.</b> .....	373
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРНА ПУТЁМ РАСЧЁТА НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ	
<b>Яковлев М.Я., Никитин Л.С. Левин В.А.</b> .....	375
МЕТОД И НЕКОТОРЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ЧИСЛЕННОЙ ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА БИО ГОРНЫХ ПОРОД	
<b>Яковлев М.Я., Семькин А.А., Зингерман К.М.</b> .....	377
FEATURES OF THE APPEARANCE OF MAGNETISM IN COMPOUNDS Al-C	
<b>Drozdova A.K., Kveglis L.I., Nyavro A.V., Olekhovich A.I., Cherepanov V.N., Saprykin D.N., Shalaev P.O.</b> .....	379
MOLECULAR DYNAMIC SIMULATIONS: THERMAL FLUCTUATIONS AND KINETIC FRICTION	
<b>Kheiri R., Tsukanov A.A., Brilliantov N.V.</b> .....	380
WELLBORE STABILITY ANALYSIS FOR DEVIATED WELLS IN FLUID SATURATED ELASTOPLASTIC FORMATIONS	
<b>Sabitov D.I., AlBahrani H.I.</b> .....	382
ATOMISTIC COEFFICIENTS OF THE WILLIAMS SERIES EXPANSION: COMPARISON OF THE ATOMISTIC AND CONTINUUM APPROACHS	
<b>Stepanova L.V., Belova O.N.</b> .....	384
FEM SIMULATIONS OF DAMAGE ACCUMULATION PROCESS IN THE PROXIMITY OF THE MIXED MODE CRACK TIP UNDER CREEP REGIME BY USING UMAT	
<b>Stepanova L.V., Belova O.N., Chapliy D.V.</b> .....	386

#### **СЕКЦИЯ 4. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ РАЗРАБОТКИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ОБЪЕМНЫХ И НИЗКОРАЗМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, В ТОМ ЧИСЛЕ «МЯГКОЙ МАТЕРИИ». ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ПЕРЕДОВЫХ МЕТОДОВ И ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ**

ПОЛУЧЕНИЕ РАЗНОРОДНОГО СОЕДИНЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ И ТИТАНОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ <b>Амиров А.И., Чумаевский А.В.</b> .....	389
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ РАСХОДОВАНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ СОЗДАНИИ ЯЧЕИСТОГО МЕТАМАТЕРИАЛА <b>Ахметшин Л.Р., Мухтаров Р.Т., Джелилов Э.С., Джелилов Э.С.</b> .....	391
ОПРЕДЕЛЯЮЩАЯ РОЛЬ МИКРОДЕФОРМАЦИЙ В ОБРАЗОВАНИИ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ МУНТ <b>Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н.</b> .....	392
ВЛИЯНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА МУНТ <b>Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е., Пономарев А.Н.</b> .....	394
ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКУРРЕНТНЫХ СВОЙСТВ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ ДНК <b>Бурмистрова О.С., Никитюк А.С.</b> .....	396
КИНЕТИКА МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ТВЕРДОФАЗНОМ СПЕКАНИИ ПОРИСТЫХ КЕРАМИК <b>Буяков А.С., Шмаков В.В. Буякова С.П.</b> .....	398
ФОРМИРОВАНИЕ $ZrO_2$ -ИММЕРСИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА $ZrB_2$ <b>Буяков А.С., Федянин Н.Е., Шмаков В.В., Фотин И.А., Буякова С.П.</b> .....	399
ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ СРЕДАХ <b>Валиев Р.З.</b> .....	401
АДДИТИВНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА, АРМИРОВАННОГО КЕРАМИЧЕСКИМИ ВОЛОКНАМИ <b>Гольшев А.А.</b> .....	402
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА СТРУКТУРУ ГИДРОКСИАПАТИТА КАЛЬЦИЯ <b>Гребнев М.Э., Самойлов П.А., Сыченко А.О., Шевякова Н.А., Мостовщиков А.В.</b> .....	403
СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА НА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ AISI 316L И НАНЕСЕНИЕ АНТИКОРРОЗИОННОГО И ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ <b>Гренадёр А.С., Соловьёв А.А., Яковлев Е.В.</b> .....	405
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ МУЛЬТИОКСИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ <b>Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Смирнов И.В., Пинжин Ю.П., Светличный В.А.</b> .....	407
ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ <b>Гулов М.А., Константинов С.А.</b> .....	408
ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СООТНОШЕНИЯХ ПЛОТНОСТИ ИСХОДНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ <b>Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Хорошко Е.С., Никонов С.Ю., Панфилов А.О., Добровольский А.Р., Белобородов В.А., Соколов П.С.</b> .....	410

ОКИСЛИТЕЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО КАРБИДА (Ti, Zr, Hf)C ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 25-1200 °С	
<b>Дедова Е.С., Кулагин Н.Д., Бурлаченко А.Г., Нейман А.А., Буякова С.П.</b> .....	411
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ КЕРАМИКИ (Hf, Zr, Ti, Nb, Mo)C	
<b>Дедова Е.С., Кулагин Н.Д., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буякова С.П.</b> .....	413
МНОГОУРОВНЕВЫЕ ПОВЕРХНОСТНЫЕ СТРУКТУРЫ НА КОНСТРУКЦИОННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ, СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДАМИ ИОННО-ПУЧКОВО-ПЛАЗМЕННОГО ОСАЖДЕНИЯ	
<b>Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашников М.П., Воронов А.В.</b> .....	414
ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛОВ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ПРИ ПОМОЩИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЖС6У	
<b>Елисеев А.А.</b> .....	416
ПРИМЕНЕНИЕ ВОДЯНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ ЗОНЫ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЯЕМОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ ВТ6	
<b>Иванов А.Н., Тарасов С.Ю., Амиров А.И., Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Рубцов В.Е., Соколов П.С.</b> .....	417
ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95Т С ИНТЕНСИВНЫМ ВОДЯНЫМ ОХЛАЖДЕНИЕМ	
<b>Иванов А.Н., Тарасов С.Ю., Гусарова А.В., Амиров А.И., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Соколов П.С.</b> .....	418
КОМПЛЕКСНЫЙ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ МЕТОД УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ БОРИДАМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	
<b>Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Толкачев О.С., Петюкевич М.С.</b> .....	419
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТОГО АЗОТИРОВАНИЮ В ПЛАЗМЕ ГАЗОВОГО РАЗРЯДА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ	
<b>Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Лопатин И.В., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С., Петюкевич М.С.</b> .....	421
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА	
<b>Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.</b> .....	423
МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ И ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВЫ МИКРОДУГОВЫХ ЦИНК-КРЕМНИЙ-СОДЕРЖАЩИХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ	
<b>Казанцева Е.А., Комарова Е.Г., Глухов И.А., Химич М.А.</b> .....	424
МАСШТАБНЫЙ ФАКТОР ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ ИЗДЕЛИЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Калашников К.Н.</b> .....	426
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА ТИТАНОВОГО ШАР-БАЛЛОНА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛАП	
<b>Калашников К.Н., Николаева А.В., Черемнов А.М.</b> .....	427
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ДИАТОМИТА ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ	

## ИМПЛАНТАТОВ

- Кашин А.Д., Седельникова М.Б.**..... 428
- ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
- Клименов В.А., Колубаев Е.А., Клопотов А.А., Чумаевский А.В., Рубцов В.В., Хань Ц., Батрагин А.А., Стрелкова И.Л., Химич М.А., Никонов С.Ю.**..... 430
- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА АМГ5 ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ С ДОБАВЛЕНИЕМ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА
- Княжев Е.О., Калашникова Т.А., Чумаевский А.В.**..... 432
- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА АМГ5, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПРОИЗВОДСТВА, ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ
- Княжев Е.О., Калашникова Т.А., Черемнов А.М.**..... 433
- ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ НА СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-42Nb
- Козадаева М., Волкова А.П., Грубова И.Ю., Коптюг А., Сурменова М.А., Сурменев Р.А.** ..... 435
- РАЗРАБОТКА КОМПОЗИТНЫХ СКАФФОЛДОВ СИСТЕМЫ «ПОЛИМЕР/КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТ/ТИТАН» ДЛЯ АДРЕСНОЙ ДОСТАВКИ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ВЕЩЕСТВ
- Комарова Е.Г., Казанцева Е.А., Просолов К.А., Ложкомоев А.С., Казанцев С.О.**..... 437
- СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ (Ti+Fe)+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiC В УСЛОВИЯХ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ.
- Коростелева Е.Н., Коржова В.В.**..... 439
- СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОКРЫТИЯХ Zr/Nb ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ИОНАМИ ГЕЛИЯ
- Кроткевич Д.Г., Ломыгин А.Д.**..... 441
- ЗЁРЕННАЯ СТРУКТУРА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573 К И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА
- Круковский К.В., Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашина О.Н., Бобров Д.И.**..... 443
- ФОРМИРОВАНИЕ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ СТАЛИ 20X13 МНОГОУРОВНЕВОЙ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА В ПРОЦЕССЕ ОТП ТВЕРДОСПЛАВНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ
- Кузнецов В.П., Воронцов И.А., Карабаналов М.С., Хадыев М.С.** ..... 444
- ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ПЛЕНОК ОКСИДА ИНДИЙ – ОЛОВА (ITO)
- Кузьменко Д.Е., Сахаров Ю.В., Жидик Ю.С, Мостовщиков А.В.** ..... 446
- ФОРМИРОВАНИЕ (УЛЬТРА)МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-Mg-Sc, ПОДВЕРГНУТОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ
- Латыпова О.Э., Ситдииков О.Ш., Автократова Е.В., Маркушев М.В.**..... 448
- ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭИ В УСЛОВИЯХ ТОЧЕЧНОГО И ЛИНЕЙНОГО ТРИБОКОНТАКТОВ
- Ло Цзянкунь., Буслевич Д.Г., Корниенко Л.А., Алексенко В.О., Панин С.В.**..... 449

ИССЛЕДОВАНИЕ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ПЛЕНОК ОКСИДА ИНДИЙ-ОЛОВА (ИТО) К АДСОРБИРОВАННЫМ НА ИХ ПОВЕРХНОСТЬ ВЕЩЕСТВАМ <b>Майкова А.В., Сахаров Ю.В., Жидик Ю.С., Мостовщиков А.В.</b> .....	450
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ АВС-ДЕФОРМАЦИИ ПРИ 450°C НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В2 ФАЗЫ СПЛАВА $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ <b>Мионов Ю.П., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Гусаренко А.А., Лотков А.И., Бобров Д.И.</b> .....	452
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ ЗОН ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В ФИЗИОЛОГИЧЕСКОМ РАСТВОРЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ДЛИТЕЛЬНОМ СТАРЕНИИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ <b>Мионов Ю.П., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Бобров Д.И.</b> .....	454
МЯГКИЕ ГЕЛЕПОДОБНЫЕ САМОСОБИРАЮЩИЕСЯ КОЛЛОИДНЫЕ СЕТКИ <b>Молчанов В.С., Шишханова К.Б., Ростовцев А.В., Филиппова О.Е.</b> .....	456
ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ CuAl-WC С ПОМОЩЬЮ СОВМЕЩЕННОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ <b>Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н.</b> .....	457
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ SMA-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Mn <b>Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Смолин А.Ю.</b> .....	458
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И УСТАЛОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ <b>Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Оборин В.А.</b> .....	459
МЕЗОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДНК С ОТКРЫТЫМИ СОСТОЯНИЯМИ <b>Никитюк А.С., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.</b> .....	460
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ 3Ni-Al ПОСЛЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ <b>Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Дитенберг И.А.</b> .....	461
ПОЛУЧЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СТАЛИ И МЕДИ С РЕЗКИМ И ПЛАВНЫМ ПЕРЕХОДОМ МЕЖДУ КОМПОНЕНТАМИ <b>Осипович К.С., Калашников К.Н.</b> .....	462
ПОЛУЧЕНИЕ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СТАЛИ И МЕДИ МЕТОДОМ МУЛЬТИПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ <b>Осипович К.С., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю.</b> .....	464
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В TiNi-ПОДЛОЖКЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА Ti-Ni-Nb-Si <b>Остапенко М.Г., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л.</b> .....	465
ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ <b>Панов Д.О.</b> .....	466
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ “ZrTiCu (ПОКРЫТИЕ)/ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИЙ СИЛУМИН(ПОДЛОЖКА)”, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОМУ НАГРЕВУ <b>Петрикова Е.А., Иванов Ю.Ф., Тересов А.Д., Прокопенко Н.А.</b> .....	468

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Mg ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ПРОКАТКИ	
<b>Пилипенко А.Г., Ткачев М.С., Бодякова А.И.</b> .....	469
ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СОСТОЯНИЙ В МАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ С СИЛЬНЫМ СПИН-ОРБИТАЛЬНЫМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ	
<b>Русинов И.П., Меньшов В.Н., Петров Е.К., Чулков Е.В.</b> .....	471
3D-ПЕЧАТЬ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Непомнящий А.С.</b> .....	472
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОКСИДНОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЕМОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ni-Ta-Si СПЛАВА НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	
<b>Семин В.О., Гудимова Е.Ю., Мейснер Л.Л.</b> .....	474
ИЗМЕНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЕРЕБРЯНЫХ ПАР ТРЕНИЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ПЛЕНОК Cu-Mo-S	
<b>Сергеев В.П., Калашников М.П., Сунгатулин А.Р., Сергеев О.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.</b> .....	476
ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ПУЧКОМ ИОНОВ УГЛЕРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V	
<b>Степанова Е.Н., Мишин И.П., Грабовецкая Г.П., Степанов А.В.</b> .....	478
РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА ДЛЯ ТЕРМИТНОЙ СВАРКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ	
<b>Сыченко А.О., Губарев Ф.А., Мостовщиков А.В.</b> .....	480
РАЗРАБОТКА АЛИТИРУЮЩЕГО СОСТАВА ДЛЯ ФЕХРАЛЬНОГО НАГРЕВАТЕЛЯ	
<b>Сыченко А.О., Гребнев М.Э., Шевякова Н.А., Мостовщиков А.В.</b> .....	482
ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА B95T ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ	
<b>Тарасов С.Ю., Иванов А.Н., Гусарова А.В., Амиров А.И., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов П.С., Жуков Л.Л.</b> .....	484
МИКРОСТРУКТУРА МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
<b>Ткачев М.С., Малофеев С.С., Бодякова А.И.</b> .....	485
ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВАХ С ДИСПЕРСНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	
<b>Тюменцев А.Н., Суханов И.И., Чернов В.М.</b> .....	487
ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ УЗ-СВАРКИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК И УВ-ПРЕПРЕГА	
<b>Тянь Дэфан., Алексенко В.О., Бяков А.В., Буслович Д.Г., Панин С.В.</b> .....	488
МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В.</b> .....	490
ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРЕХОДНОЙ ОБЛАСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Чумаевский А.В.</b> .....	491

СТРУКТУРА ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СПЛАВА АК12, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Чумаевский А.В.</b> .....	492
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ CrN/ZrN С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСТОЧНИКА СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	
<b>Филиппов А.В., Воронцов А.В., Шамарин Н.Н., Новицкая О.С.</b> .....	494
ОСОБЕННОСТИ МАКРО-, МИКРО- И ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СУПЕРСПЛАВА, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	
<b>Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.</b> .....	495
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛОИСТОГО КЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -ZrC	
<b>Фотин И.А., Мировой Ю.А., Хань Лян, Буякова С.П.</b> .....	496
СВОЙСТА ПОЛИФАЗНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ZrB <sub>2</sub> -ZrC-SiC-BN-MWCNTs	
<b>Хань Лян, Дедова Е.С., Мировой Ю.А., Севостьянова И.Н., Буякова С.П.</b> .....	497
ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ В ФОРМИРОВАНИИ АНТИФРИКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИЭФИРСУЛЬФОНА (ПЭС)	
<b>Хе Ч., Буслович Д.Г., Корниенко Л.А., Панин С.В.</b> .....	499
ИССЛЕДОВАНИЕ КЛАСТЕРНОЙ СТРУКТУРЫ 3D ПОЛИМЕРИЗОВАННОГО ФУЛЛЕРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ	
<b>Хоробрых Ф.С., Кульницкий Б.А., Климин С.А., Кириченко А.Н., Попов М.Ю.</b> .....	500
ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНОГО СПЛАВА BrAMц9-2 ПОСЛЕ ОДНОПРОХОДНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ	
<b>Черемнов А.М., Калашникова Т.А., Чумаевский А.В., Колубаев Е.А.</b> .....	502
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИНСТРУМЕНТА ПОСЛЕ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА ВТ6, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	
<b>Черемнов А.М., Калашникова Т.А., Княжев Е.О.</b> .....	503
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРА “НОЛАТЕК” И ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ БАЗИСОВ ПОЛНЫХ СЪЕМНЫХ ПРОТЕЗОВ	
<b>Чижмаков Е.А., Панин С.В., Арутюнов С.Д., Муслев С.А.</b> .....	505
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ	
<b>Чиркунова Н. В., Подлеснов Е., Дорогов М.В.</b> .....	507
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ ИЛИ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	
<b>Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Рубцов В.Е., Белобородов В.А., Жуков Л.Л., Соколов П.С.</b> .....	508
НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «БРОНЗА-НИКЕЛЕВЫЙ СПЛАВ»	
<b>Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Осипович К.С., Белобородов В.А., Соколов П.С., Никонов С.Ю.</b> .....	509

ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ <b>Чумаевский А.В., Гусарова А.В., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Хорошко Е.С., Никонов С.Ю., Жуков Л.Л., Белобородов В.А., Соколов П.С.</b> .....	510
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ЛОКАЛЬНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ <b>Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Зыкова А.П., Панфилов А.О., Гусарова А.В., Утяганова В.Р., Никонов С.Ю., Шамарин Н.Н.</b> .....	511
ПОЛУЧЕНИЕ ПРОТОТИПОВ 3D-ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ МЕДНОГО И НИКЕЛЕВОГО СПЛАВОВ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ <b>Чумаевский А.В., Колубаев Е.А., Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.</b> .....	512
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ МОДИФИКАЦИИ ЖАРОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ ДОБАВЛЕНИЯ ПОРОШКА ВОЛЬФРАМА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ <b>Шамарин Н.Н., Москвичев Е.Н. Чумаевский А.В.</b> .....	513
ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКА ЖЕЛЕЗА ТЕРМОЛИЗОМ ОКСАЛАТА ЖЕЛЕЗА <b>Шевякова Н.А., Гребнев М.Э., Сыченко А.О., Токарев Д.С., Мостовщиков А.В.</b> .....	515
СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ SiO <sub>2</sub> ПРИ РАЗЛИЧНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ФАКТОРЕ <b>Шеховцов В.В., Волокитин О.Г., Абзаев Ю.А.</b> .....	517
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ ХГН-ПОКРЫТИЙ Al-B <sub>4</sub> C <b>Шикалов В.С., Косарев В.Ф., Видюк Т.М., Клинков С.В.</b> .....	518
КИНЕТИКА САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ КЕРАМИК СИСТЕМЫ ZrB <sub>2</sub> -SiC-TaB <sub>2</sub> С ДВОЙНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ СТРУКТУРОЙ <b>Шмаков В.В., Буяков А.С., Сухова М.Р., Буякова С.П.</b> .....	519
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ TiB <sub>2</sub> С ДОБАВЛЕНИЕМ MoSi <sub>2</sub> <b>Ян Сяо, Бурлаченко А.Г., Буякова С.П.</b> .....	521
CHARACTERIZATION OF PROPERTIES OF CALCIUM PHOSPHATE COATING CONTAINING ZnO NANOPARTICLES <b>Chebodaeva V.V., Sedelnikova M.B., Zharin A.L., Bakina O.V., Khlusov I.A., Sharkeev Yu.P.</b> .....	522
MAGNETIC ORDERING AND TOPOLOGY IN Mn <sub>2</sub> Bi <sub>2</sub> Te <sub>5</sub> AND Mn <sub>2</sub> Sb <sub>2</sub> Te <sub>5</sub> VAN DER WAALS MATERIALS <b>Eremeev S.V., Otrokov M.M., Ernst A., Chulkov E.V.</b> .....	524
TRANSFORMATIONS IN 3D Ti-Fe-Cu ALLOY DURING LASER POWDER BED FUSION <b>Khimich M.A., Ibragimov E.A., Saprykin A.A.</b> .....	525
CONTACT MECHANICS OF CLUSTERS OF HEART CELLS: MECHANICAL ACTIVATION AND SYNCHRONIZATION OF MYOCYTES <b>Valentin L. Popov, Ken Nakano</b> .....	527

РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ДИСКРЕТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ  
ИССЛЕДОВАНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ЧАСТИЦ ИЗНОСА ПРИ КОНТАКТНОМ  
ВЗАИМОДЕЙСТВИИ МЕТАЛЛОВ

**Григорьев А.С., Шилько Е.В., Смолин А.Ю.** ..... 528

IN SITU STUDY OF PHASE TRANSFORMATIONS IN ELECTRON BEAM ADDITIVE  
MANUFACTURED TI-6AL-4V TITANIUM ALLOY BY HIGH TEMPERATURE  
SYNCHROTRON X-RAY DIFFRACTION AND TEM

**Perevalova O.B., Syrtanov M.S.** ..... 529

Научное издание

**ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ.**  
Физические принципы формирования многоуровневой структуры  
и механизмы нелинейного поведения

Международная конференция  
5-8 сентября 2022 года  
Томск, Россия

Тезисы докладов

Тезисы публикуются в авторской редакции.

Подписано в печать 19.08.2022 г.  
Бумага офсетная. Шрифт Times New Roman.  
Уч.-изд. л. 69,25. Усл. печ. л. 64,4.  
Тираж 100 экз. Заказ №  
Отпечатано с файлов заказчика  
Издательско-полиграфический центр НГУ.  
630090, Новосибирск, ул. Пирогова, 2.